

UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ

RICARDO ADRIANO DOS SANTOS

INFLUÊNCIA DA FORÇA PÓS DOBRA E DA GEOMETRIA DA FERRAMENTA
NO RETORNO ELÁSTICO EM PROCESSOS DE DOBRAMENTO
DE AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA

CURITIBA

2013

RICARDO ADRIANO DOS SANTOS

INFLUÊNCIA DA FORÇA PÓS DOBRA E DA GEOMETRIA DA FERRAMENTA
NO RETORNO ELÁSTICO EM PROCESSOS DE DOBRAMENTO
DE AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA

Tese apresentada como requisito para obter o título de Doutor em Engenharia Mecânica do curso de doutorado em engenharia mecânica da Universidade Federal do Paraná, na área de concentração Manufatura.

Orientador: Prof. Dr. Paulo Victor Prestes Marcondes.

CURITIBA

2013

TERMO DE APROVAÇÃO

RICARDO ADRIANO DOS SANTOS

INFLUÊNCIA DA FORÇA PÓS DOBRA E DA GEOMETRIA DA FERRAMENTA NO RETORNO ELÁSTICO EM PROCESSOS DE DOBRAMENTO DE AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA

Tese aprovada como requisito parcial à obtenção do grau de Doutor em Engenharia Mecânica, área de concentração de Manufatura do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Paraná.

Banca Examinadora:

Prof. Sergio Tonini Button, Dr.
Universidade Estadual de Campinas

Prof. Carlos Augusto Silva de Oliveira, Dr.
Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Eduardo Mauro do Nascimento, Dr.
Universidade Tecnológica Federal do Paraná

Prof. Giuseppe Pintaúde, Dr.
Universidade Tecnológica Federal do Paraná

Prof. Paulo Victor Prestes Marcondes, Dr.
Universidade Federal do Paraná
Orientador

Curitiba, 01 de março de 2013.

AGRADECIMENTOS

A Deus por ter me proporcionado saúde e disposição para construção do trabalho;

Ao professor Marcondes, pela orientação e valiosas contribuições dadas a este trabalho e, principalmente, por ter acreditado que seria possível;

À Daniele, minha esposa, pela compreensão e ajuda constante em toda a caminhada;

Aos meus filhos Letícia, Adriano e Luísa;

Aos meus pais Benedito e Janete e aos meus irmãos Rogério, Robson e Rafael pelo apoio e incentivo;

Ao Cristiano Brunetti pela ajuda nas metalografias;

Ao Luiz Tigrinho pelo empréstimo da embutidora e politriz;

Ao Siedro Haus pela ajuda na fase dos dobramentos;

Ao Fernando Lajarin pela ajuda na definição dos ensaios;

Arcelor Mittal pelo fornecimento dos aços HSLA450, TRIP 800, DP800;

ADR Usinagem – Paranaguá, pela usinagem dos punções;

Ao Márcio, secretário do PG-MEC, por sempre resolver as questões burocráticas;

À Universidade Federal do Paraná pela oportunidade de realizar o doutorado;

Ao Instituto Federal do Paraná – campus Paranaguá, que disponibilizou a máquina de ensaios de tração/compressão e projetor de perfil;

RESUMO

O processo de conformação de chapas metálicas é amplamente utilizado na indústria de transformação da matéria-prima, com destaque para a produção de peças por dobramento. Nesse trabalho foram conformadas tiras de aços HSLA450, DP800 e TRIP800 pelos processos de dobramento em L e em V, visando atingir uma geometria pré-determinada, sem retorno elástico. O retorno elástico é muito comum em processos de conformação e também de extrema importância, pois, muitos componentes estruturais são fabricados pelo processo de dobramento de chapas, sendo posteriormente interligados mediante elementos de união. Entretanto, a falta de precisão dimensional dessas chapas dobradas devido à recuperação elástica, pode resultar em um pré-tensionamento das juntas e elementos de união, devido a montagens forçadas, o que pode resultar em falha prematura desses componentes. Assim, foi medido o retorno elástico após dobramento em L e percebida a variação do mesmo com diferentes raios de dobra. Foi percebido também, que a força aplicada na chapa durante os processos de dobramento teve variação com raio de curvatura. No dobramento em V foram aplicadas forças superiores à necessária para processo e verificou-se redução de retorno, anulação e até avanço elástico com o aumento da força aplicada na região da dobra.

Palavras-Chave: Aços Avançados de Alta Resistência. Dobramento. Retorno elástico. Força pós dobra.

ABSTRACT

The sheet metal forming process is widely used in manufacturing especially for the production of parts by bending. In recent decades, the increasing competition and growing demand for lightweight, high performance and crash worthiness structures in automotive vehicle forced steel industry, automakers and the scientific community to focus on more efficient production. As result, a significant increase in application of new materials such as HSS (High Strength Steel), for example, HSLA (High Strength Low Alloy) and AHSS (Advanced High Strength Steel) as DP (Dual Phase) and TRIP (Transformation Induced Plasticity) steels has been observed in automobiles over the last decade. Thus, a better understanding of the conformability of these materials is necessary to reduce costs and optimize the process. Among the forming parameters the springback - dimensional and geometric accuracy - has a considerable influence. In this work, were formed strips of HSLA450, DP800 and TRIP800 steels by L-bending and V-bending processes in order to achieve a predetermined geometry with low springback. Among the forming parameters studied, the applied force to the sheet during the bending showed significant influence in springback. Therefore, different coining forces were applied on the radius region in V-bending. It was observed a reduction, elimination and until an advance in the springback for V-bending when higher forces - beyond the necessary - was applied on the process.

Keywords: AHSS. Springback. Coining force. Bending

LISTA DE SÍMBOLOS

y – Distância da linha neutra
 T – Espessura da chapa
 R_p – Raio do Punção
 r – Raio da matriz
 \dagger_m – tensão normal máxima
 \dagger_e – tensão de escoamento
 \dagger_x – tensão em determinada região da chapa
 M – momento fletor
 M_e – momento fletor máximo, antes do escoamento
 M_p – momento plástico
 c – metade da altura da seção transversal da barra retangular
 I – momento de inércia
 y_e – metade da espessura do núcleo elástico
 b – largura da barra retangular
 K_s – Fator de retorno elástico
 R – Coeficiente de anisotropia normal
 R_m - Coeficiente de anisotropia normal médio
 R – Coeficiente de anisotropia planar
 N - Rotação
 V_c – Velocidade de corte
 n – Coeficiente de encruamento
 d – Diâmetro
 L_r – Limite de resistência
 L_e – Limite de escoamento
 E – Módulo de elasticidade
 F – Força pós dobra
 ε – Deformação plástica verdadeira
 \dagger_1 – Tensão verdadeira

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Representação do trabalho realizado	19
Figura 2 - Relação entre ductilidade e resistência de várias categorias de aços amplamente utilizados na estrutura dos automóveis (IYENGAR <i>ET AL.</i> , 2008)	22
Figura 3 - Representação da topologia da microestrutura bifásica (HORNBOGEN, 1980)	25
Figura 4 - Micrografia do aço DP com ilhas de martensita em uma matriz ferrítica, em (a) esquemática (HODGSON, 2006); (b) real de um aço DP350/600 (ARCELORMITTAL, 2012)	26
Figura 5 - Aço DP350/600 com maior LR que o HSLA 350/450 (KONIECZNY, 2003)	27
Figura 6 - Efeito TRIP (ULSAB-AVC, 2001)	28
Figura 7 - Micrografia do aço TRIP, (a) esquemática (HODGSON, 2006), (b) real de um aço TRIP 780 com 18% de austenita retida (ARCELORMITTAL, 2012)	29
Figura 8 - Esquemas de resfriamento controlado para aços DP e TRIP (BLECK <i>et al.</i> , 2001)	30
Figura 9 - Representação esquemática da transformação martensítica em função da aplicação de esforços tri-axiais, durante um ensaio de resistência a tração, (MEYER <i>et al.</i> , 1999)	32
Figura 10 - Efeitos do encruamento e <i>Bake Hardening</i> (BH), (WORLDALTOSTEEL, 2009)	33
Figura 11 - Variação do coeficiente de encruamento “n” com a deformação em aços DP, HSLA e TRIP (ANDRADE <i>et al.</i> , 2002).	33
Figura 12 - (A) Curva tensão por deformação para aços de baixo silício (0,32%) e alto silício (0,76%) contendo teores diferentes de austenita retida ensaiados a temperatura ambiente. (B) Curva de transição obtida por ensaio Charpy para aços de baixo silício (0,32%) e alto silício (0,76%). (MATLOCK <i>et al.</i> , 2001)	34
Figura 13 - Processo de dobramento	35
Figura 14 - Processos de dobramento (ALTAN, OH e GEGEL, 1999)	35
Figura 15 - Representação de uma peça dobrada e da linha neutra	36
Figura 16 - Possíveis defeitos de dobramento (MARCINIAK, DUNCAN e HU, 2002).	37

Figura 17 - Diagrama tensão-deformação específica de materiais elastoplásticos; modelo elástico, perfeitamente plástico. (BEER e JOHNSTON JR., 1995)	37
Figura 18 - Diagramas de tensão em materiais elastoplásticos: (a) $M < M_e$; (b) $M = M_e$; (c) $M > M_e$; (d) $M = M_p$. (BEER E JOHNSTON JR., 1995).	39
Figura 19 - Dobramento em L (ALTAN, OH e GEGEL, 1999)	39
Figura 20 - Dobramento em V (ALTAN, OH e GEGEL, 1999).....	40
Figura 21 - Valor de retorno elástico proporcional a tensão (WORLDALTOSTEEL, 2009)	41
Figura 22 - Terminologia de retorno elástico no dobramento (DIETER, 1981)	41
Figura 23 - Comparação entre a predição por FEM (método de elementos finitos) e resultados experimentais, quando aplicadas forças pós dobramento em “V” de liga de alumínio 5083 (FORCELESE <i>et al.</i> , 1998)	44
Figura 24 - Relação entre força e curso do punção no processo de dobramento em V (Huang e Leu, 1998).	45
Figura 25 - Influência do raio e folga no dobramento em L (MKADDEM e SAIDANE, 2007)	46
Figura 26 - Perfis fabricados com a mesma matriz (WORLDALTOSTEEL, 2009)	47
Figura 27 - Alteração angular e ondulação lateral (WORLDALTOSTEEL, 2009).....	47
Figura 28 - Alteração angular de AHSS e HSS (SHI, 2005).....	48
Figura 29 - Mecanismo de ondulação lateral (KATAYAMA <i>et al.</i> , 2002)	49
Figura 30 - Momento torsor ou tensão residual na parede lateral (YOSHIDA, 1987)	50
Figura 31 - Desenho do corpo de prova de tração (medidas em mm)	52
Figura 32 - Corte dos corpos de prova em relação à direção de laminação	52
Figura 33 - Esboço do ensaio de dobramento em matriz de deslizamento (GAU e KINZEL, 2000).....	56
Figura 34 - Ilustração esquemática do ensaio de dobramento em L e dimensões da ferramenta	57
Figura 35 - A sequência de deformação do processo de dobra: (a) chapa não deformadas, (b) dobra intermediária, (c) dobra final, e (d) retorno elástico.....	58
Figura 36 - Ilustração esquemática do ensaio de dobramento em V	58
Figura 37 - Projetor de perfil utilizado para a medição do ângulo de retorno elástico	59
Figura 38 - Corte das amostras para metalografia	60
Figura 39 - Amostras embutidas em baquelite após dobramento em V	62

Figura 40 - Medição indireta da linha neutra de dobra com auxílio de software CAD	66
Figura 41 - Curvas tensão x deformação de engenharia dos aços estudados.....	70
Figura 42 - Curvas tensão x deformação de verdadeira dos aços estudados.....	71
Figura 43 - Retorno elástico em função da relação raio/espessura, Dobramento em “L”	73
Figura 44 - Fator de retorno elástico em função da relação R/T, dobramento em “L”	73
Figura 45 - Fator de retorno elástico, K_s , de diversos Materiais: (a) alumínio 2024-0; (b) aço inoxidável austenítico; (c) alumínio 2024-T; (d) aço TRIP 800 dobrado em L; (e) aço inoxidável austenítico (25% de endurecimento); (f) aço inoxidável austenítico (50% de endurecimento), Adaptado de Kalpakjian (1997).	74
Figura 46 - Dobramento em L com curvaturas de (a) $R = 20\text{mm}$, (b) $R = 15\text{mm}$, (c) $R = 10\text{mm}$, (d) $R = 5\text{mm}$; chapa de aço DP800 com largura de 12mm e $T=2\text{mm}$	75
Figura 47 - Dobramento em L com curvaturas de (a) $R = 20\text{mm}$, (b) $R = 15\text{mm}$, (c) $R = 10\text{mm}$, (d) $R = 5\text{mm}$; chapa de aço TRIP800 com largura de 12mm e $T=2\text{mm}$	75
Figura 48 - Dobramento em L com curvaturas de (a) $R = 20\text{mm}$, (b) $R = 15\text{mm}$, (c) $R = 10\text{mm}$, (d) $R = 5\text{mm}$; chapa de aço HSLA450 com largura de 12mm e $T=1,5\text{mm}$.	76
Figura 49 - Dobramento em L, chapa de aço DP800 com largura de 12mm e $T=2\text{mm}$	76
Figura 50 - Dobramento em L, chapa de aço TRIP com largura de 12mm e $T=2\text{mm}$	77
Figura 51 - Dobramento em L, chapa de aço HSLA com largura de 12mm e $T=1,5\text{mm}$	77
Figura 52 - Força de dobra x Raio da Matriz, Processo de dobramento em “L” de chapa de aço DP 800, com largura de 12mm e espessura de 2mm, folga de 2mm .	78
Figura 53 - Força de dobra x Raio da Matriz, Processo de dobramento em “L” de chapa de aço TRIP 800, com largura de 12mm e espessura de 2mm, folga de 2mm	78
Figura 54 - Força de dobra x Raio da Matriz, Processo de dobramento em “L” de chapa de aço HSLA, com largura de 12mm e espessura de 1,5mm, folga de 1,5mm	79
Figura 55 - Retorno elástico em função da força de dobra, dobramento em L de aço DP800	79

Figura 56 - Retorno elástico em função da força de dobra, dobramento em L de aço TRIP800	80
Figura 57 - Retorno elástico em função da força de dobra, dobramento em L de aço HSLA450	80
Figura 58 - Chapas de aço TRIP800, dobradas pelo processo de dobramento em V, com força pós dobra de 8000N. (A) Raio=10mm; (B) Raio=5mm; (C) Raio=2,5mm e (D) Punção sem raio	81
Figura 59 - Dobramento em V de aço TRIP800. (A) R=2,5 e F=2500N; (B) R=2,5 e F=5000N; (C) R=2,5 e F=8000N; (D) Sem raio e F=2500N; (E) Sem raio e F=5000N; (F) Sem raio e F=8000N.....	81
Figura 60 - Relação Ks vs. R/T, dobramento do aço DP800.....	83
Figura 61 - Ks vs. R/T vs. força pós dobra/largura da chapa, dobramento em V de aço DP800.....	84
Figura 62 - Relação Ks vs. R/T, dobramento do aço TRIP 800.....	84
Figura 63 - Ks vs. R/T vs. força pós dobra/largura da chapa, de dobramento em V, aço TRIP 800	85
Figura 64 - Dobramento em “V” – Relação Ângulo de retorno elástico com Força pós dobra. (a) sem raio de dobra; (b) Raio de dobra=2,5mm; (c) Raio de dobra=5mm; (d) Raio de dobra 10mm.....	86
Figura 65 - Relação Ks vs. R/T, dobramento do aço HSLA450	86
Figura 66 - Ks vs. R/T vs. força pós dobra/largura da chapa, de dobramento em V, aço HSLA450	87
Figura 67 - Dobramento em “V” – Relação Força pós dobra com Ângulo de retorno elástico. (a) sem raio de dobra; (b) Raio de dobra=2,5mm; (c) Raio de dobra=5mm; (d) Raio de dobra 10mm.	87
Figura 68 - Dobramento em V, Raio de 10mm, chapa de aço HSLA450 com largura de 20mm T=1,5mm	88
Figura 69 - Dobramento em V, Raio de 5mm, chapa de aço HSLA450 com largura de 20mm T=1,5mm	88
Figura 70 - Dobramento em V, Raio de 2,5mm, chapa de aço HSLA450 com largura de 20mm e T=1,5mm	89
Figura 71 - Dobramento em V, Punção sem raio, chapa de aço HSLA450 com largura de 20mm e T=1,5mm	89

Figura 72 - Dobramento em V, Raios de 10mm; 5mm; 2,5mm e sem raio; chapa de aço HSLA450 com largura de 20mm e espessura de 1,5 mm	89
Figura 73 - Geometria do dobramento em V	90
Figura 74 - Dobramento em V, Raio de 10mm, chapa de aço DP800 com largura de 20mm T=2mm	90
Figura 75 - Dobramento em V, Raio de 5mm, chapa de aço DP800 com largura de 20mm T=2mm	91
Figura 76 - Dobramento em V, Raio de 2,5mm, chapa de aço DP800 com largura de 20mm T=2mm	91
Figura 77 - Dobramento em V, Punção sem raio, chapa de aço DP800 com largura de 20mm T=2mm	91
Figura 78 - Dobramento em V, Raios de 10mm; 5mm; 2,5mm e sem raio; chapa de aço DP800 com largura de 20mm e espessura de 2mm	92
Figura 79 - Dobramento em V, Raio de 10 mm, chapa de aço TRIP800 com largura de 20mm T=2mm	92
Figura 80 - Dobramento em V, Raio de 5mm, chapa de aço TRIP800 com largura de 20mm T=2mm	93
Figura 81 - Dobramento em V, Raio de 2,5mm, chapa de aço TRIP800 com largura de 20mm T=2mm	93
Figura 82 - Dobramento em V, Punção sem raio de 2,5mm, chapa de aço TRIP800 com largura de 20mm T=2mm	93
Figura 83 - Dobramento em V, Raios de 10mm; 5mm; 2,5mm e sem raio; chapa de aço TRIP800 com largura de 20mm e espessura de 2mm	94
Figura 84 - Macrografia de aço DP800, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Raio de dobra de 10mm e força pós dobra de 8870N	94
Figura 85 - Macrografia de aço DP800, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Raio de dobra de 5mm e força pós dobra de 8861N	95
Figura 86 - Macrografia de aço DP800, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Raio de dobra de 2,5mm e força pós dobra de 8537N	95
Figura 87 - Macrografia de aço DP800, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Punção sem raio e força pós dobra de 8469N.....	96
Figura 88 - Macrografia de aço TRIP800, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Punção sem raio e força pós dobra de 8484N.....	96

Figura 89 - Linha neutra de dobra, aço TRIP 800, punção sem raio, dobramento em V, F=8484N	97
Figura 90 - Macrografia de aço HSLA450, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Raio de dobra de 10mm e força pós dobra de 6108N	97
Figura 91 - Metalografia do Aço TRIP800, atacado com solução LePera(modificado) durante 50 segundos, punção sem raio, F=8484N, região da linha neutra, dobramento em V	98
Figura 92 - Metalografia do Aço TRIP800, ataque com solução LePera(modificado) durante 50 segundos, punção sem raio, F=8484N, região comprimida, dobramento em V	99
Figura 93 - Metalografia do Aço TRIP800, atacado com solução LePera(modificado) durante 50 segundos, punção sem raio, F=8484N, região tracionada, dobramento em V	99
Figura 94 - Metalografia de aço HSLA450, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Punção sem raio e força pós dobra de 5255N, região da linha neutra.	100
Figura 95 - Metalografia de aço HSLA450, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Punção sem raio e força pós dobra de 5255N, região comprimida.	101
Figura 96 - Metalografia de aço HSLA450, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Punção sem raio e força pós dobra de 5255N, região tracionada.	101
Figura 97 - Metalografia de aço DP800, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Punção sem raio e força pós dobra de 8469N, linha neutra.	102
Figura 98 - Metalografia de aço DP800, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Punção sem raio e força pós dobra de 8469N, região comprimida.	103
Figura 99 - Metalografia de aço DP800, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Punção sem raio e força pós dobra de 8469N, região tracionada.	103
Figura 100 - Metalografia de aço DP800, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Punção sem raio e força pós dobra de 3698N, região comprimida.	104

Figura 101 - Metalografia de aço DP800, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Punção sem raio e força pós dobra de 5195N, região comprimida.

..... 104

Figura 102 - Metalografia de aço DP800, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Punção sem raio e força pós dobra de 8469N, região comprimida.

..... 105

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Quantidade de corpos de prova necessários no ensaio de tração para levantamento das propriedades n , R , LR , LE , Al	53
Tabela 2 - Parâmetros fixos no processo Dobramento em L	57
Tabela 3 - Plano de ensaios (2 variáveis)	59
Tabela 4 - Amostras cortadas para metalografia.....	61
Tabela 5 - Forma de realização de ataque químico	64
Tabela 6 - Composição do reagente para LePera (modificado)	64
Tabela 7 - Propriedades mecânicas dos materiais estudados	69
Tabela 8 - Coeficientes de encruamento e coeficientes de resistência dos materiais	69
Tabela 9 - Fatores de anisotropia plástica dos materiais estudados	70
Tabela 10 - Composição química em %.....	67
Tabela 11 - Composição química de vários tipos de aços TRIP (BLECK, 2002)	67
Tabela 12 - Principais elementos de liga presentes nos aços DP, sua razão e influência, (MARRA, 2008).	68
Tabela 13 - Resultados do retorno elástico, dobramento em L de Aço DP800.....	71
Tabela 14 - Resultados do retorno elástico, dobramento em L de AçoTRIP 800.....	72
Tabela 15 - Resultados do retorno elástico, dobramento em L de Aço HSLA450	72
Tabela 16 - Força máxima medida durante o processo de dobramento em L - Aço DP800	77
Tabela 17 - Força máxima medida durante o processo de dobramento em L - Aço TRIP800	77
Tabela 18 - Força máxima medida durante o processo de dobramento em L - Aço HSLA450	78
Tabela 19 - Resultados dos dobramentos em V do aço DP800.....	82
Tabela 20 - Resultados dos dobramentos em V do aço TRIP800.....	82
Tabela 21 - Resultados dos dobramentos em V do aço HSLA450	83
Tabela 22 - Linha neutra calculada de acordo com referências e medidas de acordo com procedimentos.	106

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	17
	1.1 JUSTIFICATIVA.....	18
	1.2 HIPÓTESE	19
	1.3 OBJETIVOS	20
	1.3.1 Objetivos específicos.....	20
	1.4 ESTRUTURA DO TRABALHO	20
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	21
	2.1 AÇOS DE ELEVADA RESISTÊNCIA UTILIZADOS NA ESTAMPAGEM ...	21
	2.1.1 Aço de alta resistência e baixa liga.....	22
	2.1.2 Aços bifásicos (Dual Phase)	24
	2.1.3 Aços TRIP.....	28
	2.2 PROCESSOS DE DOBRAMENTO.....	34
	2.2.1 Dobramento em L	39
	2.2.2 Dobramento em V.....	40
	2.3 RETORNO ELÁSTICO	40
	2.3.1 Tipos de retorno elástico.....	47
	2.3.1.1 Alteração angular.....	47
	2.3.1.2 Ondulação lateral.....	48
	2.3.1.3 Torção.....	49
3	METODOLOGIA E PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL	51
	3.1 MATERIAIS UTILIZADOS.....	51
	3.2 ANÁLISE QUÍMICA.....	51
	3.3 ENSAIOS DE TRAÇÃO	51
	3.4 DOBRAMENTO EM “L”	56

3.5 DOBRAMENTOS EM “V”	58
3.6 MEDIÇÃO DO RETORNO ELÁSTICO	59
3.7 ANÁLISE METALOGRÁFICA	60
3.7.1 Preparação das amostras.....	60
3.7.1.1 Corte da amostra na região a ser analisada	60
3.7.1.2 Embutimento.....	61
3.7.1.3 Lixamento	62
3.7.1.4 Polimento.....	63
3.7.2 Ataque químico.....	64
3.7.3 Obtenção das imagens metalográficas.....	64
3.8 MEDIÇÃO DA LINHA NEUTRA DE DOBRA	65
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	67
4.1 ANÁLISE QUÍMICA.....	67
4.2 ENSAIO DE TRAÇÃO.....	68
4.3 RESULTADOS DOS DOBRAMENTOS	71
4.4 METALOGRAFIA.....	94
4.5 MEDIÇÃO DA LINHA NEUTRA	105
5 CONCLUSÃO	107
5.1 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	108
REFERÊNCIAS.....	109

1 INTRODUÇÃO

Atualmente, a competição industrial para manter e conquistar novos mercados tem conduzido as empresas à busca por melhoria de seus produtos. Esta busca por evolução na qualidade de produtos se baseia na necessidade de atender e satisfazer os clientes cada vez mais exigentes e, conseqüentemente, na sobrevivência da indústria no mercado. Por isso, as indústrias têm se preocupado com o desenvolvimento de novos produtos e a implementação de melhorias nos produtos já existentes. Convém notar que este procedimento também se aplica aos seus processos produtivos.

A busca por melhoria contínua deve começar no desenvolvimento do produto e permanecer até a fabricação. Na etapa de desenvolvimento procura-se projetar o produto para que o mesmo tenha uma qualidade satisfatória, a fim de atingir as necessidades dos clientes, a vida útil esperada e a facilidade na sua fabricação. Na etapa de produção, o objetivo é fabricar o produto conforme as especificações de projeto e com preço competitivo. Entretanto, nesta etapa ocorrem desvios que podem se situar fora das faixas estabelecidas no projeto e conduzir ao não cumprimento de especificações como tolerâncias dimensionais, rugosidades superficiais, folgas e interferências de montagens. Como conseqüências destes desvios ocorrem o aumento do número de produtos refugados, conseqüentemente, elevação dos custos de produção e do preço final.

A necessidade de melhoria em processos produtivos é uma exigência tanto nas indústrias que fabricam grandes volumes de produção, como as indústrias siderúrgica e automobilística, quanto nas indústrias que produzem em pequena escala, como a indústria aeronáutica. No caso de indústria de produção em larga escala, o volume de produção é muito elevado e qualquer melhoria por menor que seja, representa uma grande economia de recursos financeiros.

A indústria automobilística tem promovido enormes avanços no desenvolvimento metalúrgico dos aços ao longo dos anos. No início, os primeiros automóveis possuíam chapas mais espessas, basicamente em função da inadequada estampabilidade das chapas dos aços ferrítico-perlíticos, uma conseqüência não só da embrionária ciência metalúrgica da época, bem como das restrições dos processos industriais de refino e conformação.

Exigências ambientais, de mercado e de processo conduziram as indústrias automotivas a aumentar expressivamente o uso de aços de alta resistência, como os HSLA (*High Strength Low Alloy*, do inglês: alta resistência e baixa liga) e aços de ultra resistência como os AHSS (*Advanced High Strength Steel*, do inglês: aços avançados e alta resistência). Dentre os AHSS, destacam-se os aços TRIP com o efeito de transformação da austenita retida em martensita, pela deformação desse material; e os DP (Dual Phase - Bifásico) com matriz ferrítica poligonal e martensita.

A elevada resistência desses novos materiais permite que chapas com menor espessura possam ser usadas em componentes automotivos, sem que isso comprometa a segurança. Ou seja, sem comprometer a capacidade de absorção de energia em colisões e também manter a resistência mecânica dos automóveis durante o seu uso.

Porém, a viabilidade desses materiais depende do conhecimento das suas características e dos parâmetros de conformabilidade, vida de ferramenta e retorno elástico. Na produção de peças com exigências dimensional e geométrica, o retorno elástico tem uma influência considerável, pois, compromete a qualidade do produto conformado e, conseqüentemente, a sua montagem.

O retorno elástico é um dos principais fatores que determinam a forma final do produto estampado e, se não for corretamente controlado, afeta a sua precisão dimensional e, conseqüentemente, sua qualidade. O controle do retorno elástico é difícil e complexo, normalmente é resolvido por métodos de tentativa e erro. Estes métodos são demorados e implicam custos elevados.

O planejamento de conformação de chapas deve ser capaz de prever a recuperação elástica, que é influenciada por uma combinação de parâmetros de processo, tais como: formas e dimensão da ferramenta, forças, condições de atrito e de contato, propriedades dos materiais e espessura.

1.1 JUSTIFICATIVA

A recuperação elástica nos processos de dobramento tem sido foco de muitos estudos nas últimas décadas. Isso mostra que a consideração de retorno elástico é extremamente importante nas indústrias que fabricam produtos conformados por dobramento. Durante muitos anos, métodos experimentais de

tentativa e erro foram utilizados para resolver problemas de recuperação elástica em peças dobradas. A redução do ciclo de desenvolvimento de novos produtos e as exigências de redução de custos de fabricação são razões que tornam impraticáveis abordagens empíricas nos dias de hoje. Além disso, a forte interação de parâmetros constitutivos do material, fatores geométricos e operacionais são os que reforçam ainda mais a necessidade de investigar o assunto. Portanto, embora a literatura tenha muitos artigos sobre a recuperação elástica no dobramento e assuntos relacionados, o tema não está esgotado e ainda há espaço disponível para pesquisa nesse campo, especialmente quando se utiliza aços de alta resistência, como HSLA e aços avançados de alta resistência, como DP e TRIP. Além disso, o grande endurecimento por deformação dos aços TRIP, juntamente com os resultados promissores que este material tem apresentado, constituem especiais interesses para a sua aplicação industrial. Porém, ainda existem muitas questões científicas que necessitam respostas referentes aos reais fenômenos que governam o comportamento deste material, como por exemplo, um melhor esclarecimento dos fenômenos regentes na transformação martensítica por deformação neste aço.

1.2 HIPÓTESE

As perspectivas são de que, por meio da alteração da geometria da ferramenta nos processos de dobramento livre em “L” e em “V” e com utilização de diferentes forças pós dobra no processo de dobramento em “V”, possa haver diminuição do retorno elástico. Na figura 1 é mostrada esquematicamente a estratégia do trabalho.

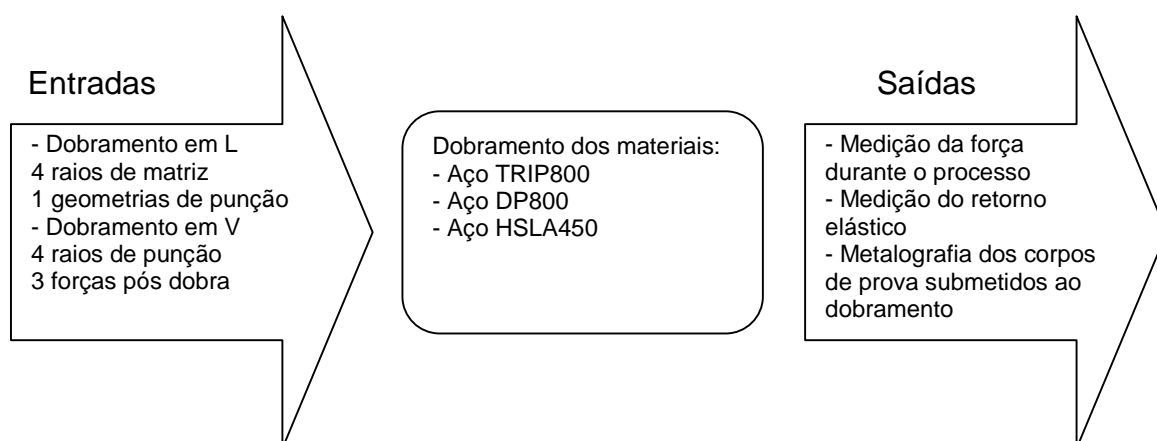


Figura 1 - Representação do trabalho realizado

1.3 OBJETIVOS

O objetivo da tese é verificar a influência da força pós dobra no retorno elástico em dobramento 90° de tiras de diferentes materiais, nesse estudo serão utilizados aços HSLA450, TRIP800 e DP800. Os materiais serão submetidos aos processos de dobramento em “L” e em “V”, sendo no segundo processo realizada a variação da força pós-dobra.

1.3.1 Objetivos específicos

- Caracterizar dos aços HSLA, TRIP800 e DP800;
- Medir da força no processo de dobramento;
- Medir do retorno elástico após processos de dobramento;
- Identificar a linha neutra de dobra com utilização de micrografia;
- Medir a linha neutra;
- Verificar o efeito TRIP utilizando metalografia;
- Examinar relações entre variação geométrica da ferramenta, força pós dobra e retorno elástico.

1.4 ESTRUTURA DO TRABALHO

Esta tese está dividida em cinco capítulos, sendo o primeiro uma introdução sobre o trabalho desenvolvido, trazendo a justificativa para os estudos e os objetivos a serem alcançados. O segundo capítulo apresenta a fundamentação teórica do trabalho e a descrição do retorno elástico, um problema em processos de estampagem. O terceiro capítulo destina-se a apresentação da metodologia utilizada no trabalho e do planejamento do experimento. No quarto capítulo são mostrados os resultados obtidos, comparando-os aos objetivos iniciais. Ao final as conclusões e a proposição para futuros trabalhos.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo serão abordados alguns aspectos fundamentais sobre os aços utilizados na tese, com ênfase aos aços HSLA 450, DP800 e ao aço TRIP800, processamento, influência de elementos de liga, entre outros. Também será feita uma breve revisão sobre os processos de dobramento e sobre retorno elástico.

2.1 AÇOS DE ELEVADA RESISTÊNCIA UTILIZADOS NA ESTAMPAGEM

A concepção de novas ligas está sempre associada às exigências e aos contínuos desafios do mercado de aço. Quando se combina um bom projeto de liga com um processamento termomecânico adequado, conseguem-se inúmeras combinações de propriedades, tais como: alta resistência associada à ductilidade, tenacidade e conformabilidade. A coexistência de tais características mecânicas só se torna possível em decorrência da presença de diferentes constituintes microestruturais (BHADESHIA, 2001; BLECK e KRIANGYUT, 2005).

A questão do desenvolvimento de novas ligas para uso da indústria automotiva é tão latente que nos últimos 20 anos vários projetos estão em andamento, envolvendo a comunidade científica e grandes fabricantes de aço no mundo. O grande objetivo desse setor tem sido oferecer materiais cada vez mais inovadores, bem como métodos de produção e técnicas de montagem mais adaptadas às suas necessidades, com enfoque na obtenção de um nível cada vez mais alto de segurança e de redução do peso do veículo (ANDRADE *et al.*, 2002; DE COOMAN, 2004; GRAJCAR, 2005).

Destaque pode ser dado ao projeto intitulado *Ultra Light Steel Auto Body-ULSAB* que conta com a parceria de 35 companhias siderúrgicas de 18 países. Um dos benefícios oriundos dessa grande iniciativa foi à introdução dos aços de alta resistência – HSS (*High Strength Steel*) nas estruturas dos automóveis, destacando-se entre esses os aços *Bake-Hardening* - BH e os Aços de Alta Resistência e Baixa Liga – HSLA (*High Strength Low Alloy*). Esse projeto, finalizado em 1998, foi avaliado satisfatoriamente em relação aos objetivos almejados principalmente no que se refere à segurança e redução no consumo de combustível (ANDRADE *et al.*, 2002).

Na continuação do projeto *ULSAB*, o novo programa *ULSAB-AVC* (*Advanced Vehicle Concepts*) propõe a aplicação de novos tipos de aços HSLA, os

chamados “aços avançados de alta resistência de alta resistência”- AHSS (*Advanced High Strength Steel*) entre os quais se encontram os aços *Dual Phase* – *DP*, aços de plasticidade induzida por transformação - *TRIP*, *Complex Phase* - *CP*, e os aços Martensíticos - *MART*. Os aços *AHSS* são materiais multifásicos que podem conter na microestrutura ferrita, martensita, bainita, e/ou austenita retida, em função dos elementos de liga e do processamento utilizado.

Uma comparação entre as propriedades mecânicas de uma variedade de famílias de aços de alta resistência aplicados nas estruturas dos automóveis estão na figura 2. Nessa figura de Iyengar *et al.* (2008) é possível observar que os aços *AHSS* abrangem uma ampla faixa de tensão de escoamento, que vai de 300 à 1200 MPa.

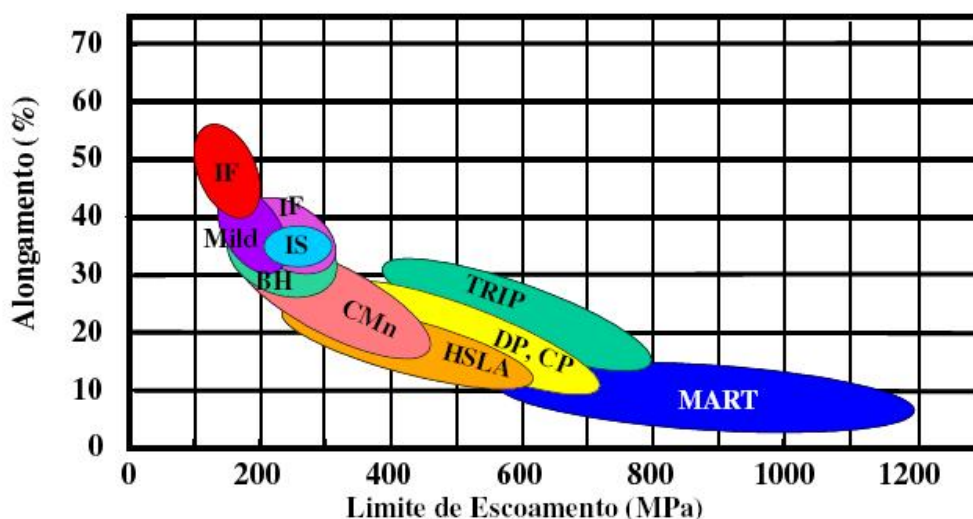


Figura 2 - Relação entre ductilidade e resistência de várias categorias de aços amplamente utilizados na estrutura dos automóveis (IYENGAR ET AL., 2008)

2.1.1 Aço de alta resistência e baixa liga

Os aços de alta resistência e baixa liga (HSLA no idioma inglês, significando: *high strength low alloy*) tem sua resistência aumentada, principalmente, por elementos microligados que contribuem para a precipitação de finos carbeto e refinamento do tamanho de grão (ARCELORMITTAL, 2012). Estes aços possuem uma microestrutura ferrítica-perlítica refinada com teor de carbono entre 0,05 e 0,25%, manganês em torno de 2% e pequenas quantidades de cobre, níquel, nióbio, nitrogênio, vanádio, cromo, molibdênio, titânio, cálcio e zircônio. Essas características metalúrgicas do HSLA garantem boa conformabilidade, realçam a soldabilidade, além de garantir boa resistência à fadiga e ao impacto (PICKERING, 1984).

HSLAs são aços específicos com composição química especialmente desenvolvida para proporcionar altos valores de resistência mecânica, em alguns casos para apresentar melhor resistência à corrosão atmosférica. São produzidos para atender as propriedades mecânicas. A composição química dos aços HSLA varia para atender aos requisitos de propriedades mecânicas. Os graus de classificação de aços HSLA são definidos pelos níveis de resistência ao escoamento e não pela composição química (ASM, 2001).

Aços HSLA podem ser produzidos na condição de laminados com resistência ao escoamento na faixa de 290 a 550 MPa e resistência à tração na faixa de 415 a 700 MPa. Por causa de seu baixo teor de carbono apresentam excelente soldabilidade. Seu desenvolvimento foi impulsionado pela demanda por aços resistentes, tenazes e soldáveis para tubulações de transporte de óleo e gás, navios e plataformas de perfuração “off-shore”. Os aços HSLA possibilitaram uma redução nos custos de construção, devido a uma redução significativa na espessura da parede dos tubos, havendo um impacto considerável na quantidade de material utilizado, nos custos de transporte e de soldagem (ORDÓÑEZ, 2004). Para Magnabosco (2001) os aços HSLA também podem ser usados para reduzir a massa, e assim o consumo de combustível em automóveis.

Os mecanismos de endurecimento utilizados nos aços HSLA incluem: refino de grão, precipitação, subestrutura de discordâncias, endurecimento por solução sólida e envelhecimento por deformação (PICKERING, 1984).

Segundo Gorni *et al.* (2006) a sua produção pode envolver: a) pequenas adições de elementos formadores de carbeto e nitreto (microligantes); b) laminação controlada; c) resfriamento controlado; d) controle de forma de inclusões. Estes fatores podem ser abordados separadamente ou em combinações para produzir as propriedades desejadas.

De acordo com ASM (2001) o desenvolvimento dos aços HSLA se concentra nos fatores que controlam a ductilidade, a tenacidade, a conformabilidade e soldabilidade, especialmente no caso de aços com microestrutura ferrítico-perlítica, que constituem a maioria desses aços.

Para Cohen e Hansen (1985) a obtenção das propriedades desejadas ocorre pelo controle microestrutural a partir de processamento termomecânico. O controle microestrutural é relativamente barato, pois os elementos de liga são

usados somente em pequenas concentrações e o processamento termomecânico é introduzido como uma modificação na operação final de laminação a quente.

O aumento de resistência ao escoamento nos aços HSLA pode ser obtidos através de endurecimento por precipitação, porém ainda mantendo baixo teor de carbono e alto teor de manganês em aços com grãos refinados. E, utilizando o nióbio, o vanádio e o titânio, sendo o nióbio o elemento de liga mais empregado, por permitir um aumento de resistência mecânica na condição como laminada, que economicamente é benéfica (PALMIERE, 1996).

Com a elevada aplicação dos aços HSLA em peças estampadas para produção de automóveis, houve a necessidade em aumentar a conformabilidade desses aços, particularmente em melhorar a ductilidade através da espessura e a tenacidade das chapas. De acordo Bhadeshia (2001) como a ocorrência de arranjos planares localizados de inclusões não metálicas é prejudicial à tenacidade, a ductilidade e, também, resulta em defeitos de soldagem denominado arrancamento lamelar. Para resolver esse problema passou-se a fazer uso intensivo de adições de zircônio, cério ou cálcio.

As microestruturas de muitos aços HSLA caracterizam-se pela presença de ferrita e perlita, mas alguns outros aços dessa categoria apresentam outros tipos de microestrutura, como ferrita-bainita, martensita temperada e revenida ou bainita. Os aços bainíticos já constituem uma categoria à parte (PICKERING, 1984).

2.1.2 Aços bifásicos (Dual Phase)

Um dos recursos disponíveis para se maximizar simultaneamente a ductilidade e resistência mecânica dos aços consiste no uso de microestruturas mais complexas do que ferríticas ou ferrítica-perlíticas normalmente presentes nas ligas comuns de baixo teor de carbono. Essa abordagem está baseada nas interações mais complexas que ocorrem entre vários constituintes presentes na microestrutura, os quais também devem apresentar variações significativas de dureza entre si. No final da década de 1970 surgiu o primeiro desenvolvimento nesse sentido, que foi chamado de aço bifásico (*dual phase*). Estes aços apresentam numerosas ilhas martensita (duras) em uma matriz de ferrita (macia), tem excelentes combinações de resistência e ductilidade. No entanto, a sua aplicação generalizada tem sido limitada pelas complexas e desconhecidas características, pelo modo de falha que pode afetar a maleabilidade e retorno elástico após conformação (Franz et al, 2009,

Kadkhodapour et al, 2011 e Lim et al, 2012; Sun et al ., 2009 e Sun e Wagoner, 2011).

Hornbogen (1980, *apud* Gorni 2009) definiu a microestrutura bifásica como sendo uma combinação das três morfologias básicas das microestruturas com duas fases: duplex, dispersão e em rede. Por esse motivo, a microestrutura bifásica reúne as características topológicas peculiares de cada tipo de morfologia, conforme ilustra a Figura 3.

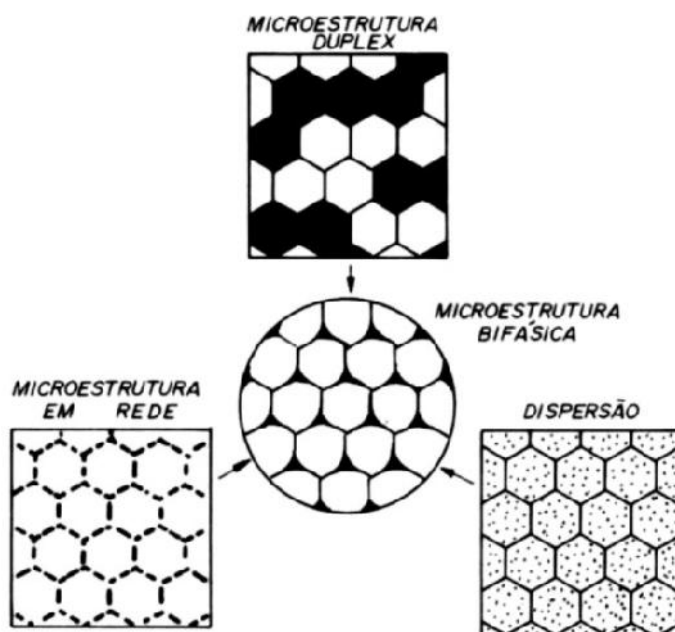


Figura 3 - Representação da topologia da microestrutura bifásica (HORNBOGEN, 1980)

Da microestrutura em dispersão tem-se que na bifásica a segunda fase dura deve ser totalmente isolada pela fase matriz macia, garantindo-se a ductilidade e conformabilidade do material. Finalmente, da mesma forma como a microestrutura em rede, na bifásica a segunda fase se localiza exclusivamente nos contornos de grão da fase matriz (GORNÍ, 1995).

A microestrutura bifásica, com seu arranjo particular de ilhas duras dispersas numa matriz macia, apresenta uma série de características mecânicas que lhe assegura boa conformabilidade: escoamento contínuo (ou seja, ausência do patamar de escoamento típico dos aços ferrítico-perlíticos, mesmo microligados); limite de escoamento (a 0,2% de deformação) entre 300 e 380 MPa; alto coeficiente de encruamento n , entre 0,2 e 0,3; limite de resistência entre 620 e 655 MPa; baixa razão elástica, entre 0,5 e 0,6; e alongamento total superior a 27%.

Durante a produção dos aços bifásicos, tanto através da laminação de chapas à quente como de recozimento contínuo, a matriz ferrítica se forma

enriquecendo a austenita remanescente com carbono e outros elementos de liga. Esta, por sua vez, ganha temperabilidade suficiente para se transformar mais tarde em martensita, sob temperaturas bem mais baixas. Essa transformação da martensita induz tensões residuais de compressão na matriz ferrítica, as quais facilitam o processo de escoamento e, dessa forma, reduzem o valor do limite de escoamento. Um resfriamento lento após a formação da martensita pode proporcionar a redução da fragilidade da martensita recém-formada através de efeitos de revenido. Durante a deformação plástica o escoamento da matriz ferrítica através das ilhas de martensita encrua significativamente o material, contribuindo para aumentar sua resistência mecânica.

Na Figura 4 é ilustrada uma microestrutura esquemática e outra real do aço DP. A microestrutura bifásica, com seu arranjo particular de ilhas de martensita dura dispersas numa matriz ferrítica macia, apresenta uma série de características mecânicas que lhe assegura boa conformabilidade. Isso pode ser observado devido ao escoamento contínuo (ou seja, ausência do patamar de escoamento típico dos aços ferrítico-perlíticos, mesmo micro-ligados); alto limite de escoamento; alto coeficiente de encruamento n (entre 0,2 e 0,3); alto limite de resistência; baixa razão elástica (entre 0,5 e 0,6); e bom alongamento total para o nível de resistência.

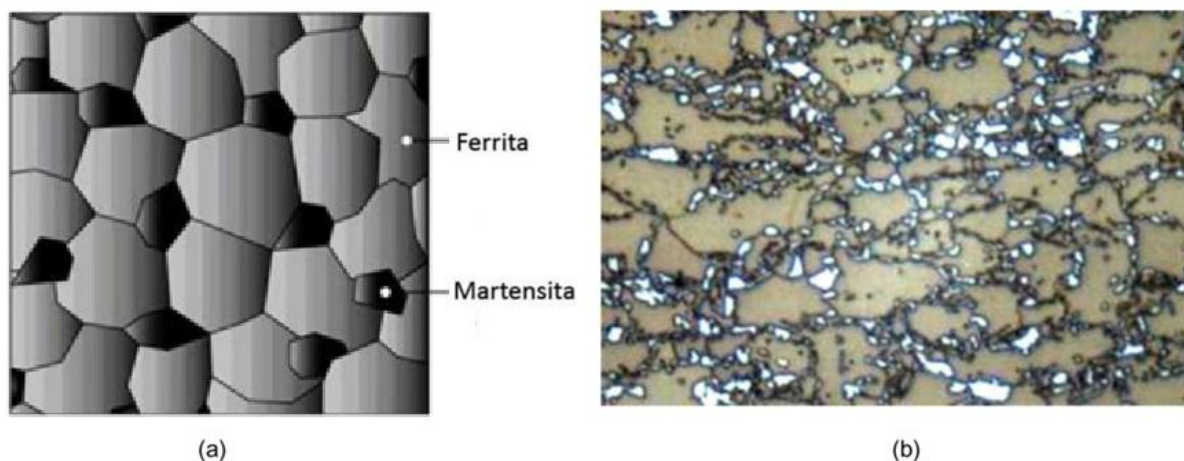


Figura 4 - Micrografia do aço DP com ilhas de martensita em uma matriz ferrítica, em (a) esquemática (HODGSON, 2006); (b) real de um aço DP350/600 (ARCELORMITTAL, 2012)

Em meados da década de 1980 foi desenvolvida uma variante de aço bifásico, onde a martensita, presente como segunda fase, foi substituída pela bainita. Essa evolução foi motivada pelo fato de que a microestrutura ferrítica-bainítica apresenta menor número de locais onde ocorre concentração de tensão e deformação, uma vez que é mais uniforme do que a ferrítica-martensítica. Isso proporciona melhores características de ductilidade e tenacidade à chapa, fato de

grande importância em aplicações como a fabricação de rodas automotivas, em função da maior capacidade de expansão de orifício desse material. Um aço ferrítico-bainítico ideal para esta aplicação deve apresentar microestrutura ferrítica com 10 a 15% de bainita, a qual proporciona limite de escoamento entre 450 e 550 MPa, limite de resistência entre 550 e 650 MPa, razão elástica menor ou igual a 85% e alongamento total mínimo de 25%. Um exemplo desse material, obtido através de laminação a quente, apresenta a seguinte composição química: 0,05% C, 1,60% Mn, 0,49% Si, 0,033% Al e 0,025% Nb (SUDO, 1983; GORNI, 2007).

Konieczny (2003) menciona que o alto coeficiente de encruamento aliado ao excelente alongamento dá ao aço DP maior limite de resistência (LR) do que os aços convencionais de mesma tensão de escoamento. Na Figura 5 é ilustrada a curva tensão-deformação de um aço HSLA e de um aço DP com semelhante tensão de escoamento. O aço DP exibe inicialmente maior taxa de encruamento, maior LR e menor relação LE/LR que o HSLA.

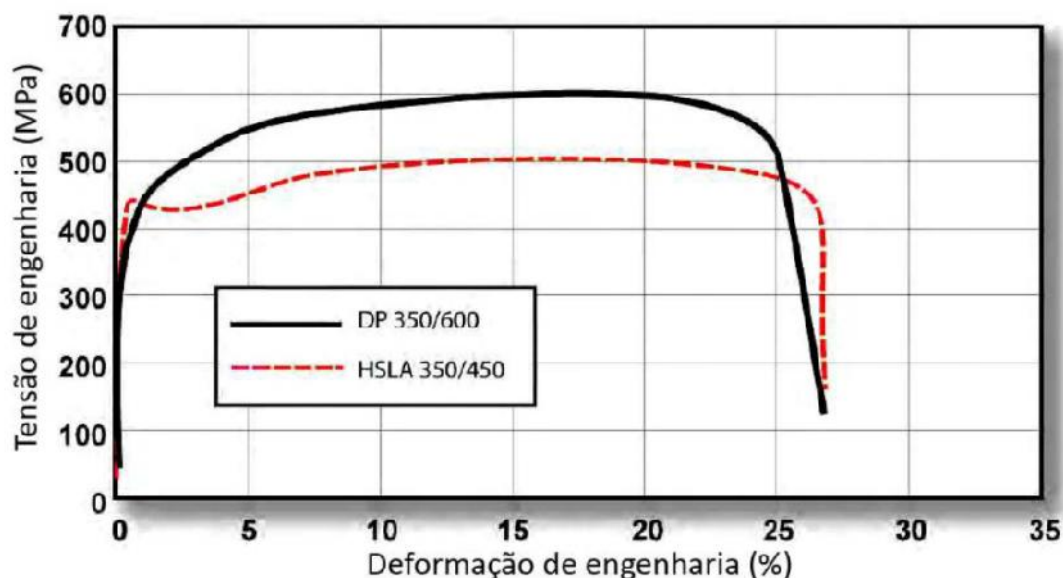


Figura 5 - Aço DP350/600 com maior LR que o HSLA 350/450 (KONIECZNY, 2003)

A alta taxa de encruamento garante a esses aços excelente capacidade de absorção de impacto e resistência à fadiga. Todas essas características fazem do aço DP uma opção interessante para componentes estruturais e de segurança nos automóveis, tais como, barras transversais da porta, longarina, colunas A e B, soleira da porta, arco do teto, para-choque entre outros (ARCELORMITTAL, 2012).

2.1.3 Aços TRIP

Wassermann (1937, *apud* Burchitz, 2007) notou que era possível obter valores elevados de alongamento durante ensaios mecânicos em ligas de Fe-50%Ni, chamando o fenômeno de “*Umwandlungsplastizität*”. Em seus trabalhos foi percebido aumento da conformabilidade como consequência de uma transformação austenita-martensita. Zackay *et al.* (1967) descreveram como essa transformação de austenita para martensita favorece o aumento da ductilidade em aços austeníticos de alta resistência e traduziram este fenômeno como (TRIP - *Transformation Induced Plasticity*) do inglês “Plasticidade Induzida por Transformação”. Na figura 6 é possível perceber o aumento do alongamento devido à transformação martensítica, em um processo de tração, esquemático.

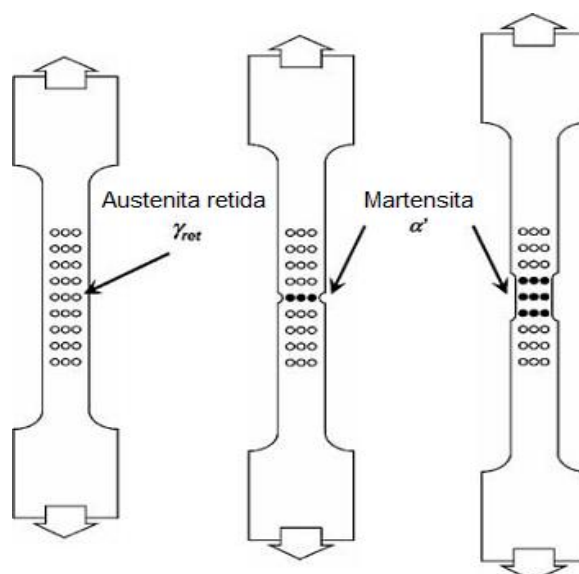


Figura 6 - Efeito TRIP (ULSAB-AVC, 2001)

De acordo com Bleck *et al.* (2001), nos últimos anos, o termo “aços assistidos pelo efeito TRIP” está sendo utilizado para designar os aços multifásicos que consistem em uma matriz de ferrita poligonal, bainita, martensita e uma significativa quantidade de austenita retida, com volume mínimo de 5% (figura 7).

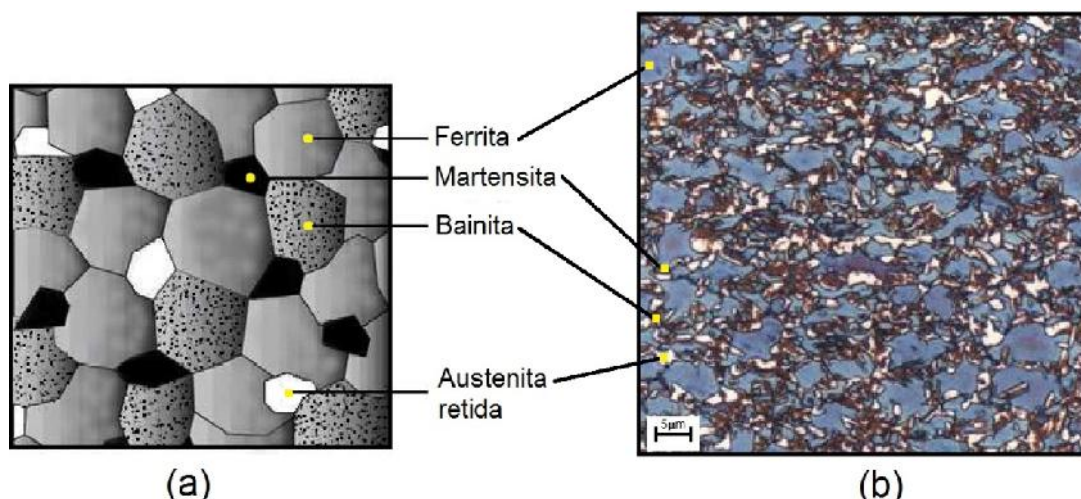


Figura 7 - Micrografia do aço TRIP, (a) esquemática (HODGSON, 2006), (b) real de um aço TRIP 780 com 18% de austenita retida (ARCELORMITTAL, 2012)

O efeito TRIP, como um mecanismo particular de deformação, constitui um dos aspectos principais do processamento destes materiais. Esta transformação constitui um mecanismo de endurecimento por deformação que evita a ocorrência de deformações localizadas, aumentando o alongamento uniforme e a taxa de encruamento (FERRER, 2003; MISHRA e NAG, 2001; TIMOKHINA *et al.*, 2004).

Matsumura *et al.* (1987) mostraram, que é possível aplicar o conceito TRIP para aumentar a ductilidade em chapas de aço de baixo C ao Si e Mn, processadas por recozimento contínuo, de forma a apresentar até 20% de austenita retida em sua microestrutura. O principal desafio metalúrgico nesse caso foi conseguir estabilizar, na temperatura ambiente, uma quantidade considerável de austenita que permitisse elevar significativamente o alongamento do material.

É possível, submetendo-se o material a um ciclo de resfriamento a partir de seu estado austenítico que permita a permanência durante um período significativo de tempo dentro do campo bainítico do diagrama de transformação e resfriamento contínuo (TRC), de forma a proporcionar suficiente enriquecimento de carbono à austenita remanescente para estabilizá-la na temperatura ambiente. Como reportado por Haidemenopoulos (1998), são diferentes os parâmetros para estabilização da austenita, principalmente, a composição química, tamanho de grão e estado de tensão ao redor da sua matriz.

Este material pode ser produzido diretamente da laminação de chapas a quente, onde o resfriamento lento da bobina garante o enriquecimento de C da austenita remanescente, ou a partir de recozimento contínuo, onde o resfriamento da chapa deve incluir um tratamento adicional de superenvelhecimento com esse

mesmo objetivo. Como a redução do tamanho de grão da austenita retida também contribui para elevar sua estabilidade, é realizado abaixamento da temperatura de início de transformação martensítica (M_s). Ao final desse processo tem-se uma microestrutura multifásica, geralmente constituída de 50 a 60% de ferrita, 25 a 40% de bainita e 5 a 15% de austenita retida, que proporciona a esse material limites de resistência da ordem de 600 a 800 MPa.

Bleck *et al.* (2001) ressaltou os principais aspectos da estratégia do resfriamento contínuo para o desenvolvimento de aços multifásicos laminados a quente. Segundo ele, a microestrutura e as propriedades mecânicas podem ser ajustadas durante o resfriamento após laminação, em que a velocidade de resfriamento é variável, e durante a etapa de bobinamento. Nesse contexto, o esquema de resfriamento proposto para a produção de tiras a quente de aços TRIP aparece representado na figura 8, onde é comparado com o esquema estabelecido para a produção de aços DP.

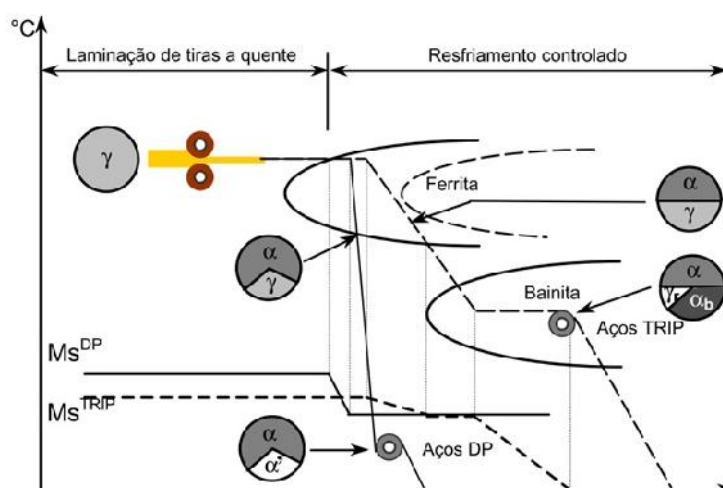


Figura 8 - Esquemas de resfriamento controlado para aços DP e TRIP (BLECK *et al.*, 2001)

A deformação provocada pela transformação da austenita retida em martensita não explica totalmente os altos valores de alongamento uniforme obtidos nos aços TRIP, os quais oscilam entre 15 e 30%. Nos aços de baixo C com efeito TRIP, essa transformação promove deformação por tração de apenas 2%, em função das frações muito baixas de austenita retida presentes na microestrutura. A maior contribuição para a ductilidade desse material é o maior coeficiente de encruamento devido à formação progressiva de martensita ao longo de toda a deformação. As discordâncias criadas pela transformação martensítica na ferrita

também possuem papel importante na ductilidade dos aços TRIP, pois também contribuem para ocorrência do encruamento (SHAN, 2008).

É necessário que a austenita se mantenha estável até serem atingidos altos graus de deformação a frio, já que essa fase retarda o processo de estricção que ocorre com solicitações de tração através de sua transformação à martensita nos pontos do material onde ocorrem concentrações de tensão. Ou seja, é importante retardar a transformação da austenita retida até os estágios finais da deformação, quando ocorre acúmulo significativo de danos no aço. É justamente nesse ponto que o benéfico efeito TRIP pode ser maximizado. Por esse motivo, a adição de Si e o enriquecimento adequado de C da austenita retida são vitais para assegurar um nível adequado de estabilidade na austenita retida e garantir a alta ductilidade desse material. A presença de martensita de alto carbono não revenida (e, portanto, frágil) num material com alta ductilidade, como é o caso dos aços TRIP, parece ser uma contradição. Isso pode ser explicado pelo pequeno tamanho de grão da austenita retida, o qual torna difícil a transferência de carga desde a matriz da microestrutura multifásica até a martensita que se forma durante a deformação a frio. Portanto, o refino da microestrutura dos aços TRIP é duplamente importante, garantindo simultaneamente a estabilidade da austenita retida e imunidade à fragilidade que poderia ser induzida pela presença de martensita não revenida, (BHADESHIA, 2002; HULKA, 2003; CHATTERJEE, 2006).

O desenvolvimento de correlações entre as propriedades mecânicas e microestrutura nos aços TRIP é uma tarefa complexa, já que este tipo de material apresenta alterações dinâmicas em seus parâmetros microestruturais durante a conformação a frio, ou seja, a transformação da austenita retida em martensita, que é função de sua estabilidade. A complexidade das interações microestruturais e a curta existência comercial dos aços TRIP impediram até o momento o desenvolvimento de correlações quantitativas consagradas entre propriedades mecânicas e microestruturas (BLECK e KRIANGYUT, 2005).

Em aços TRIP de baixa liga, a estabilidade da austenita também depende consideravelmente da geometria e da orientação dos planos atômicos no reticulado cristalino (BLECK *et al.*, 2001). Uma vez que a transformação de austenita em martensita é acompanhada por uma expansão de volume, a austenita será estabilizada pela presença de uma pressão hidrostática no reticulado. Estima-se que

o efeito da tensão hidrostática diminui a temperatura M_s aproximadamente 10°C por cada 100MPa.

A transformação da martensita sob tensão pode ser explicada pelo esquema da figura 9, que mostra uma porção do volume de martensita (α') que se forma na austenita (γ) circundada por grãos vizinhos de ferrita (α) e ferrita bainítica (α_b) (MEYER *et al.*, 1999).

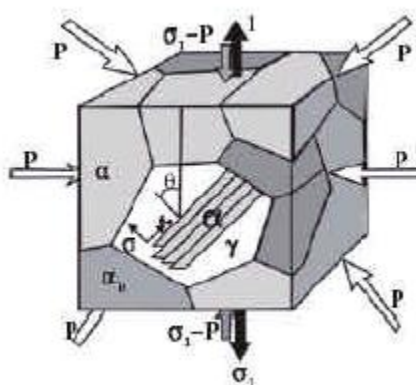


Figura 9 - Representação esquemática da transformação martensítica em função da aplicação de esforços tri-axiais, durante um ensaio de resistência a tração, (MEYER *et al.*, 1999)

Quando há ausência de pressão hidrostática (P), a transformação da austenita retida em martensita com uma tensão de tração aplicada (σ_1) deve-se a uma tensão de cisalhamento (τ) paralela ao plano de hábito (plano preferencial de deformação) e a uma tensão normal (σ) perpendicular a este. Na ausência da tensão de tração, a pressão hidrostática diminui a temperatura M_s devido à tensão de cisalhamento ser igual a zero e a dilatação ser suprimida. Uma interação entre tensão de tração e pressão hidrostática não muda a tensão de cisalhamento, portanto, a austenita retida é sujeita a um estado de tensão com uma razão de cisalhamento-dilatação mais alta que irá suprimir a transformação, mas promoverá o deslocamento por deslizamento na austenita (MEYER *et al.*, 1999).

Os aços TRIP também apresentam notável taxa de encruamento permitindo que estes materiais absorvam mais energia em testes de impacto (*crash test*) quando comparados com aços HSLA convencionais. A figura 10 mostra o aumento da resistência devido ao encruamento e ao efeito *bake hardening* (BH). O aço HSLA praticamente não apresenta aumento de resistência com o efeito BH, enquanto os aços DP e TRIP apresentam elevado efeito BH e considerável encruamento (figura 10).

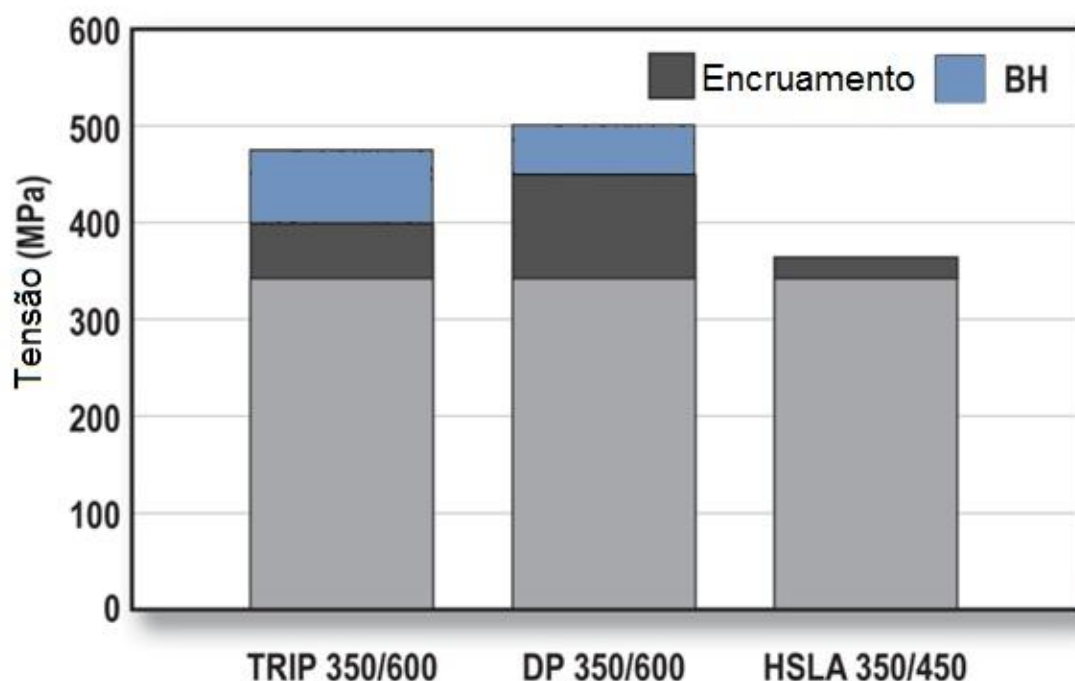


Figura 10 - Efeitos do encruamento e *Bake Hardening* (BH), (WORLDALTOSTEEL, 2009)

Esta capacidade de encruamento, nível de resistência e alongamento qualifica os aços TRIP para aplicações em peças que quando solicitadas, absorvem grande quantidade de energia (CORNETTE *et al.*, 2001). Para se aproveitar ao máximo as potencialidades destes aços, convém, na fase de concepção das peças, levar em conta as características do metal após conformação e não as do metal plano. O maior valor do coeficiente de encruamento “n” dos aços TRIP permite que esses materiais absorvam mais energia que os aços DP e HSLA (figura 11).

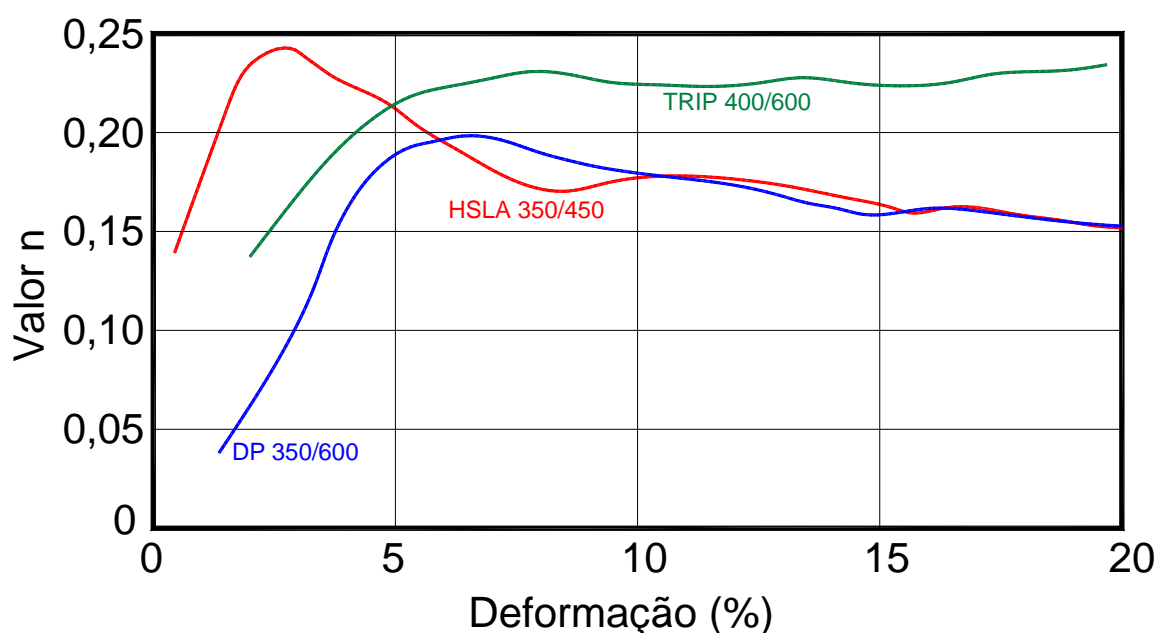


Figura 11 - Variação do coeficiente de encruamento “n” com a deformação em aços DP, HSLA e TRIP (ANDRADE *et al.*, 2002).

Em particular, a austenita retida desempenha um importante papel no aumento da absorção de energia nos aços multifásicos. Matlock *et al.* (2001) determinaram uma correlação entre a fração volumétrica de austenita retida com o comportamento mecânico de dois aços de baixo carbono contendo teores variáveis de Si, sendo 0,32% para o Aço 1 e 0,76% para o Aço 2. Ambos os aços foram submetidos a um tratamento de recozimento intercrítico seguido de um tratamento isotérmico no campo bainítico, obtendo-se uma fração de austenita retida de 4% no aço com menor silício e de 23% no aço com teor de silício mais alto. O resultado desse trabalho aparece representado na Figura 12 (A, B).

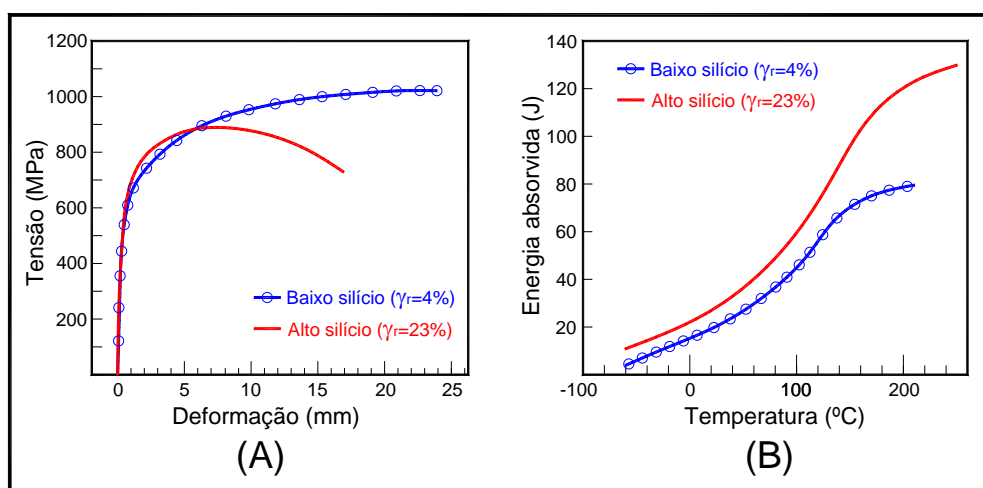


Figura 12 - (A) Curva tensão por deformação para aços de baixo silício (0,32%) e alto silício (0,76%) contendo teores diferentes de austenita retida ensaiados a temperatura ambiente. (B) Curva de transição obtida por ensaio Charpy para aços de baixo silício (0,32%) e alto silício (0,76%). (MATLOCK *et al.*, 2001)

2.2 PROCESSOS DE DOBRAMENTO

No dobramento, a chapa sofre uma deformação por flexão em prensas que fornecem a energia e os movimentos necessários para o processo. A forma desejada é conferida à chapa mediante o emprego de punção e matriz específicos. Na figura 13 é ilustrado o processo.

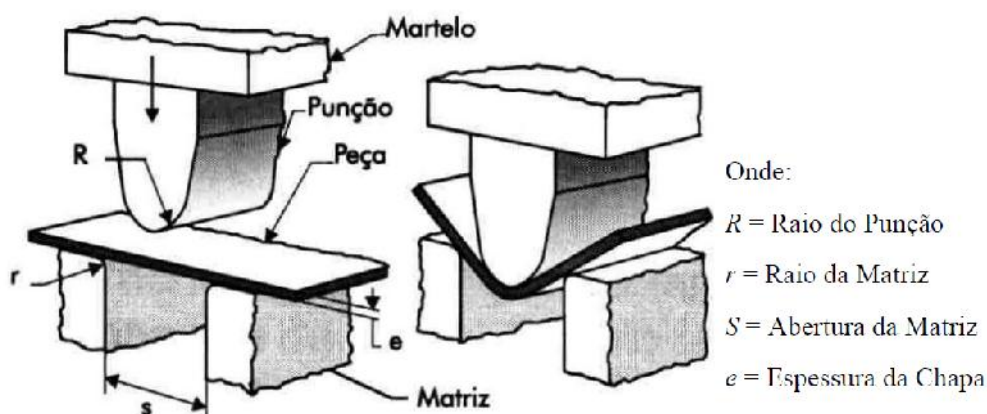


Figura 13 - Processo de dobramento

Para Benson (2002) o dobramento é o processo de estampagem mais versátil e econômico, graças à possibilidade de executar qualquer ângulo entre 180° até a medida do ângulo da matriz, com as mesmas ferramentas.

Peças dobradas não somente produzem geometrias funcionais tais como bordas, flanges, curvas, emendas e corrugação, mas também podem aumentar sua rigidez, aumentando o momento transversal de inércia. Atualmente, os perfis laminados estão sendo substituídos, quando necessário e possível, por elementos de chapa dobrados. A execução destes perfis em geral é feita nas dobradeiras, porém, quando os elementos são relativamente curtos ou com conformação especial, podem ser executados, com vantagem, por meio de matrizes e prensas, como mostrado na figura 14.

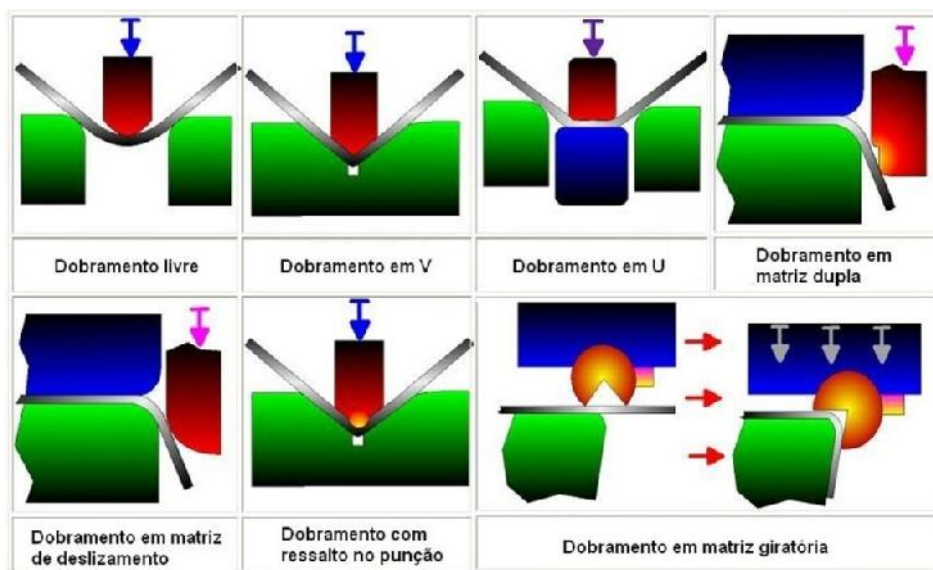


Figura 14 - Processos de dobramento (ALTAN, OH e GEGEL, 1999)

Para Altan, Oh e Gegel (1999) o dobramento é um dos processos mais simples de se conformar uma chapa, consistindo em realizar nela uma dobra linear.

A deformação plástica ocorre apenas na região da dobra; o material restante não sofre deformação. Analisando-se a peça, verifica-se que a parte externa é tracionada, e a interna, comprimida.

Na figura 15 são ilustrados o lado comprimido, lado tracionado e linha neutra, de uma peça submetida à dobra. A linha neutra é aquela que durante e após o processo de dobramento permanece com o mesmo comprimento.

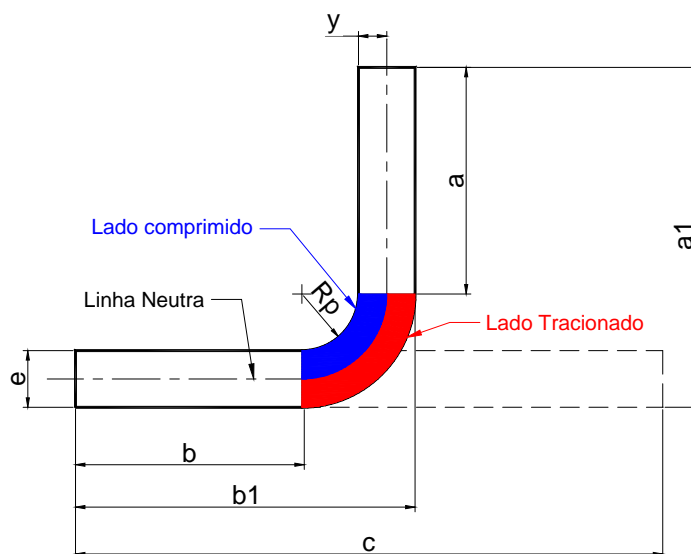


Figura 15 - Representação de uma peça dobrada e da linha neutra

Se for desprezada a variação da espessura, a linha neutra permanecerá no centro da dobra, e a deformação por tração na superfície externa será igual à deformação compressiva na superfície interna (DIETER, 1981).

Segundo Huang e Leu (1998) a linha neutra pode ser determinada pela equação 1.

$$y = Rp + T - \sqrt{Rp^2 + Rp \cdot T} \quad (1)$$

Para este tipo de conformação, espera-se que o material apresente uma boa ductilidade, para evitar rupturas que, normalmente, ocorrem na parte externa da dobra; mas, essa não é a maior dificuldade, e sim, a obtenção de maior precisão dimensional e geométrica no dobramento, pois o retorno elástico nesse processo de conformação é considerável.

Outro ponto a ser destacado é que, caso o dobramento não ocorra linearmente ou a chapa a ser conformada não seja plana, deformações plásticas ocorrerão não só na dobra, mas também nas juntas das chapas. Na figura 16 (a) observa-se que quando a aresta é menor do que a aba, no dobramento da aba, esta

pode vir a se sobrepor; ou se o comprimento da aba aumentar, fendas podem surgir na aba, figura 16 (b). A figura 16 (c) mostra a situação em que a chapa é curvada próxima à aba, ou em que tanto a chapa como a aba são curvadas. A aba pode, então, esticar-se ou comprimir-se (MARCINIAK, DUNCAN e HU, 2002).

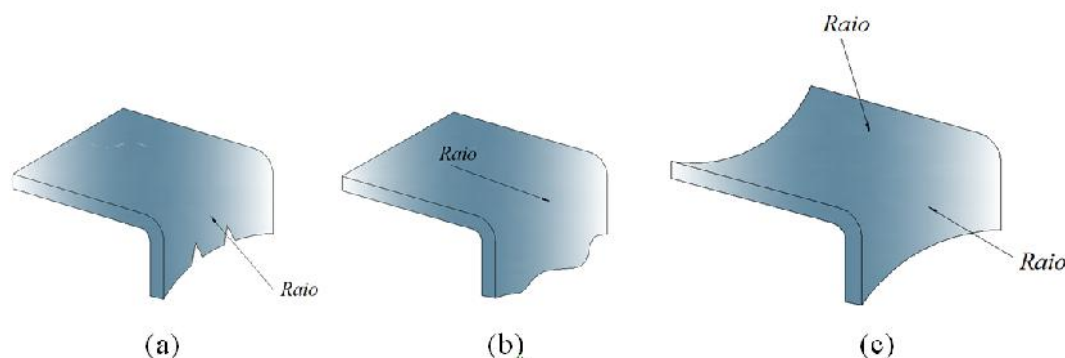


Figura 16 - Possíveis defeitos de dobramento (MARCINIAK, DUNCAN e HU, 2002).

O estudo de Beer e Johnston Jr. (1995) mostra o comportamento dos materiais, considerando a deformação plástica de uma barra em flexão. Para o caso de uma barra feita de material elastoplástico, o diagrama tensão-deformação ideal é mostrado na figura 17.

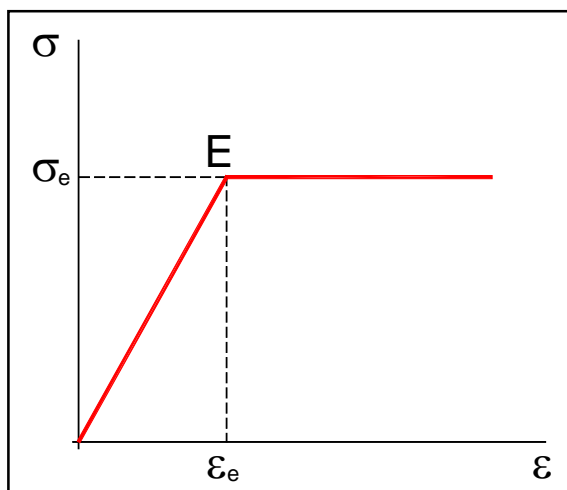


Figura 17 - Diagrama tensão-deformação específica de materiais elastoplásticos; modelo elástico, perfeitamente plástico. (BEER e JOHNSTON JR., 1995)

Enquanto a tensão normal σ não ultrapassar o valor da tensão de escoamento, a lei de Hooke pode ser aplicada sendo a distribuição de tensões linear ao longo da seção. A tensão normal para flexão é determinada pela figura 18-a

$$\sigma_n = \frac{M \cdot c}{I} \quad (2)$$

Aumentando-se o valor do momento fletor de forma a M atingir a tensão de escoamento σ_e (figura 18-b), tem-se o máximo momento elástico, ou seja, o

maior valor de momento para o qual as deformações se mantêm totalmente elásticas:

$$M_e = \frac{I}{c} \cdot \sigma_e \quad (3)$$

Para uma barra com seção transversal retangular de largura b e altura $2c$, tem-se:

$$M_e = \frac{b \cdot (2c)^3}{12 \cdot c} \cdot \sigma_e = \frac{2}{3} \cdot b \cdot c^2 \cdot \sigma_e \quad (4)$$

Aumentando ainda mais o valor do momento fletor, aparecem zonas plásticas na barra, que apresentam tensões uniformes e iguais a $-\sigma_e$ na parte superior e $+\sigma_e$ na parte inferior da barra (figura 18-c). Entre as duas regiões plásticas, permanece um núcleo de material em estado ainda elástico, onde a tensão varia linearmente com a distância y à linha neutra (centro). Desta forma, pode-se dizer que:

$$\tau_x = -\frac{\sigma_e}{y_e} \cdot y \quad (5)$$

Se o momento aumentar mais, a região plástica se expande, até que, no limite, as deformações são totalmente plastificadas (figura 18-d). Pode-se afirmar também que, o momento fletor correspondente a uma seção totalmente plástica é chamado de momento plástico da barra estudada:

$$M_p = \frac{3}{2} \cdot M_e \quad (6)$$

Das cinco últimas equações tem-se:

τ_m – tensão normal máxima

τ_e – tensão de escoamento

τ_x – tensão em determinada região da barra (y)

M – momento fletor

M_e – momento fletor máximo, antes do escoamento

M_p – momento plástico

c – metade da altura da seção transversal da barra retangular

I – momento de inércia

y – distância de uma determinada região da barra à linha neutra

y_e – metade da espessura do núcleo elástico

b – largura da barra retangular

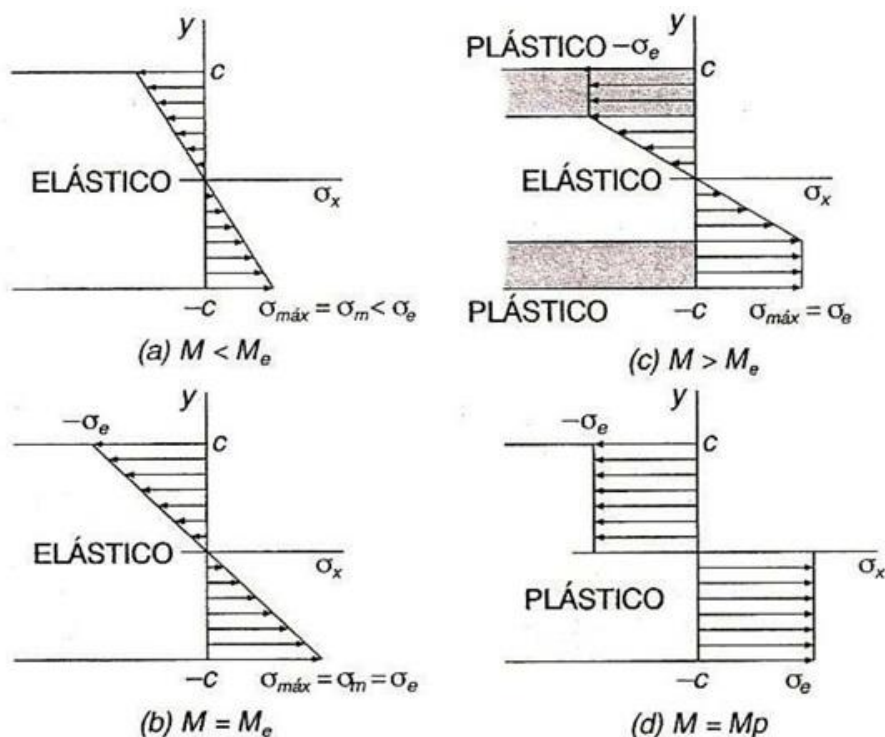


Figura 18 - Diagramas de tensão em materiais elastoplásticos: (a) $M < M_e$; (b) $M = M_e$; (c) $M > M_e$; (d) $M = M_p$. (BEER E JOHNSTON JR., 1995).

2.2.1 Dobramento em L

O dobramento em matriz de deslizamento (figura 19) é conhecido também, como flangeamento ou *L-bending*, do inglês, dobramento em L. Uma borda da chapa é dobrada a 90° enquanto a outra extremidade é contida pelo próprio material e pela força do prensa chapas. O comprimento do flange pode facilmente ser mudado e o ângulo da curvatura pode ser controlado pela posição do curso do punção.

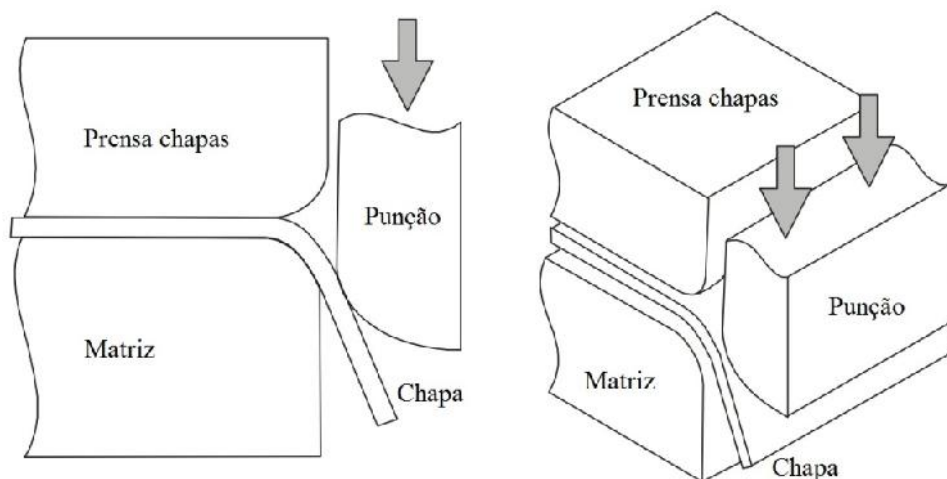


Figura 19 - Dobramento em L (ALTAN, OH e GEGEL, 1999)

2.2.2 Dobramento em V

No dobramento em V (figura 20), a folga entre o punção e a matriz é constante (igual à espessura da chapa).

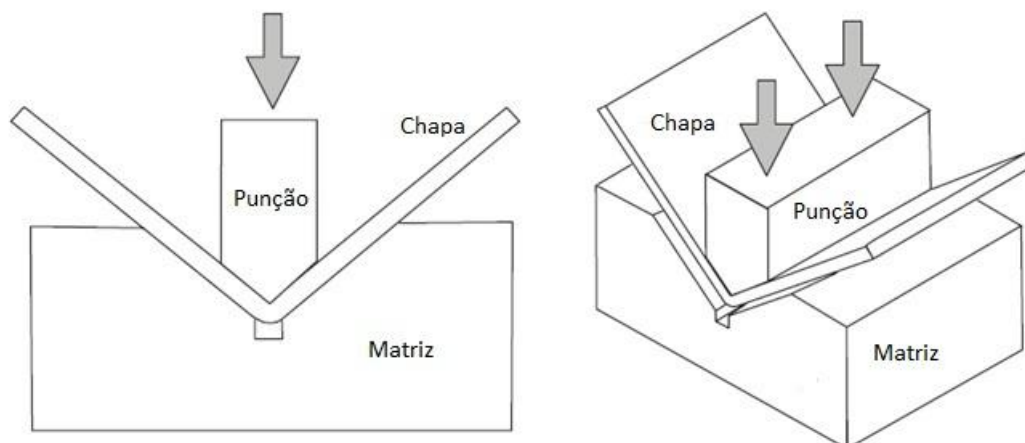


Figura 20 - Dobramento em V (ALTAN, OH e GEGEL, 1999)

A operação de dobra em “V” pode ser considerada em dois estágios: O primeiro corresponde ao dobramento de uma viga sobre dois apoios devido à flexão e o segundo corresponde à força de compressão suportada pela matriz e que garante a eficiência da dobra.

2.3 RETORNO ELÁSTICO

Atualmente, existe uma ênfase em manter a precisão das dimensões e da geometria dos produtos estampados. Os problemas dimensionais e geométricos em peças conformadas são, normalmente, em função das tensões elásticas criadas durante a sua deformação e do alívio dessas tensões após o descarregamento do punção ou remoção da matriz, em cada operação de conformação. Estes problemas estão presentes em todas as peças estampadas.

Quando a chapa é deformada plasticamente, o formato das peças sempre se desvia um pouco, após a remoção do ferramental. Este desvio dimensional da peça é conhecido como retorno elástico. Retorno elástico é causado por uma recuperação elástica da peça, que pode ser ilustrado pelas curvas tensão-deformação, conforme mostrado na figura 21.

O retorno elástico ou recuperação elástica, como também é chamado, começou a ser investigado na década de 40 por pesquisadores e engenheiros da indústria aeronáutica. Shanley (1942, *apud* Braga, 2009) engenheiro da indústria aeronáutica Lockheed, pesquisou o retorno elástico de peças dobradas em chapas de alumínio AL24ST. A análise foi realizada através da curva tensão-deformação desse metal considerando a região tracionada externa. Ele propôs uma fórmula para o retorno elástico em termos das deformações elástica, residual e total do metal. Schroeder (1943, *apud* Braga, 2009), outro engenheiro da Lockheed, apresentou gráficos e expressões analíticas para o cálculo da recuperação elástica em duas situações: primeiro quando o ângulo de dobramento é conhecido e um segundo caso, no qual o ângulo final inclui o ângulo de recuperação elástica. No trabalho é apresentado um fator de correção para aplicação desse procedimento na conformação de chapas metálicas utilizando borracha. Uma comparação analítico-experimental mostrou boa correlação dos dados obtidos pelos dois métodos.

O trabalho de Gardiner na década de 60, motivado pelo restrito estudo realizado por Shanley e Schroeder, que investigaram a recuperação elástica apenas do alumínio AL24ST numa estreita faixa de valores de espessura e pequenos valores do raio de dobramento, situação em que o efeito da recuperação elástica é menor. Assumindo as hipóteses de material elástico perfeitamente plástico, razão do limite de escoamento/módulo de elasticidade compreendida entre 1,1 e $5,0 \cdot 10^{-3}$, coincidência da linha neutra no centro da dobra e sem considerar as variações no comprimento e altura da viga. Gardiner (1957, *apud* Braga, 2009) obteve uma equação para prever o retorno elástico. Os valores obtidos por essa equação quando comparados com os dados de ensaios de corpos de prova de aço, alumínio e titânio forneceram resultados satisfatórios. Os desvios foram atribuídos à negligência do efeito do encruamento.

Alexander (1959, *apud* Magnusson *et al.*, 1990) desenvolveu uma expressão analítica para a razão de recuperação elástica utilizando a teoria de dobramento de Hill. O estudo foi baseado no alumínio SW26. Alexander também investigou a presença de tensões residuais na direção do eixo de dobramento e concluiu que o pré-tensionamento é um modo efetivo para a redução das tensões residuais, que favorecem a recuperação elástica. Shaffer & Ungar (1960) pesquisaram o efeito das tensões residuais, na direção circunferencial da dobra,

sobre a recuperação elástica e desenvolveram expressões analíticas para essas tensões e para retorno elástico.

Queener e De Angelis (1968) propuseram uma equação para a previsão de retorno elástico considerando o efeito do encruamento e também executaram experimentos para verificação das tensões residuais, um avanço em relação à Shaffer e Ungar que fizeram apenas análise teórica. Foram ensaiados corpos de prova de diferentes metais como alumínio, magnésio, cobre e aço, que comprovaram os bons resultados fornecidos pelas equações analíticas. Entretanto, a equação proposta para a recuperação elástica só pode ser aplicada para o processo de dobramento convencional.

Al-Qureshi (1977) pesquisou o retorno elástico de chapas metálicas dobradas com utilização de elastômero. O modelo proposto para a recuperação elástica é uma extensão da equação de Gardiner. As hipóteses assumidas foram: a coincidência das linhas neutra e média, material com comportamento elástico perfeitamente plástico, negligência das tensões de cisalhamento (seções planas permanecem planas), contato sob arco circular e valor constante para o coeficiente de atrito durante o processo. Os resultados obtidos mostraram boa correlação analítico-experimental. Em outro trabalho Al-Qureshi (1999) estudou a recuperação elástica de tubos de parede fina dobrados pelo processo não convencional com uso de elastômero. No trabalho, foram desenvolvidas expressões analíticas para o cálculo da recuperação elástica, das tensões residuais e da carga de conformação, para metais com comportamento elástico perfeitamente plástico. Nesse processo, o elastômero atua fornecendo “suporte” à parede do tubo, evitando sua flambagem. O trabalho também envolveu parte experimental e foram dobrados tubos de diferentes materiais (alumínio, aço inoxidável, cobre e titânio) e espessuras. O pesquisador obteve boa concordância entre os resultados.

Magnusson *et al.* (1990) apresentaram um estudo teórico sobre o retorno elástico de dobramento livre, empregando chapa fina de Kirchhoff, considerando materiais isotrópicos, encruamento de Von Mises e tensão de compressão com a mesma relação tensão-deformação. Os autores consideraram que o momento é linearmente distribuído a partir do punção até zero no ombro da matriz. Concluiu-se que há aumentos de retorno elástico com o aumento da espessura.

Wang, Kinzel e Altan (1993), com objetivo de prever retorno elástico, criaram um modelo matemático fundamentado no critério de escoamento de Hill⁴⁸ e

encruamento de Swift. O modelo chamado de BEND foi avaliado nos processos de dobramento em U, em V e em L. Os autores compararam resultados obtidos pelo modelo BEND com resultados experimentais e perceberam boa predição da geometria final das chapas dobradas. Simulando forças pós dobra eles perceberam redução de retorno elástico.

Forcellese *et al.* (1998) realizaram dobramento em V em liga de alumínio 5083 e compararam os resultados com análise de elementos finitos. É possível observar na figura 23 a influência do raio do punção (R_p) e da força pós-dobra sobre valores de K_s . Outro aspecto importante, a ser destacado, houve avanço elástico, fator K_s maior do que 1, quando se aumentou a força pós dobra com raio de punção 4 mm.

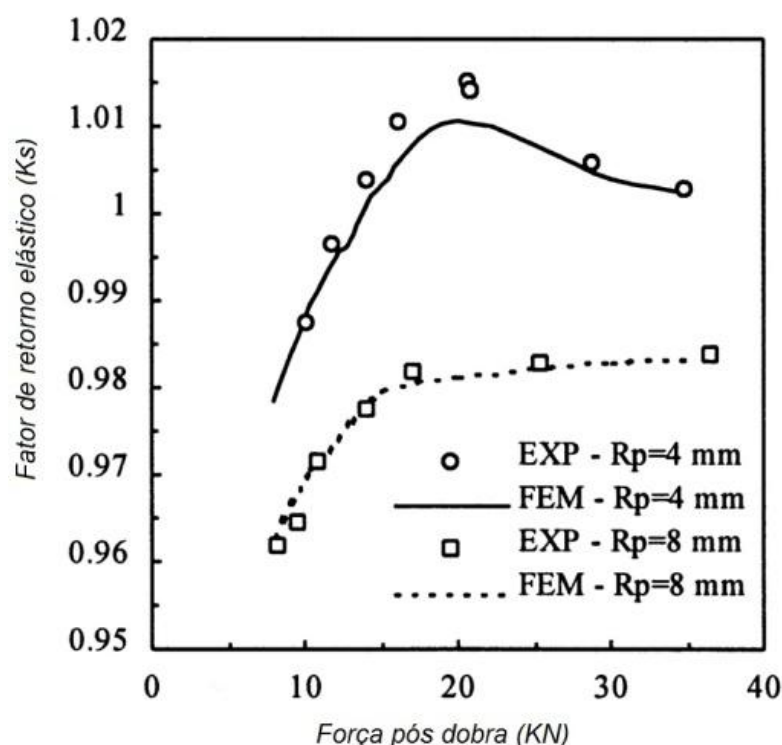


Figura 23 - Comparação entre a predição por FEM (método de elementos finitos) e resultados experimentais, quando aplicadas forças pós dobramento em “V” de liga de alumínio 5083 (FORCELLESE *et al.*, 1998)

Huang e Leu (1998) estudaram os efeitos do raio do punção, fator de encruamento (n), anisotropia normal (R), coeficiente de atrito, abertura da matriz e velocidade do punção no dobramento em V e testaram cinco diferentes materiais. Com objetivo de prever o retorno elástico ao final do processo, eles criaram um modelo elastoplástico baseado em uma formulação lagrangeana e compararam com resultados experimentais. Os autores consideraram a força pós dobra apenas na simulação e observaram avanço elástico nesses resultados, a força durante o

processo de dobramento em V é mostrada na figura 24. Com relação ao atrito e velocidade do punção os autores perceberam, em seus estudos, que esses fatores não influenciaram nos resultados de retorno elástico. Os demais fatores estudados pelos autores tiveram influência no retorno elástico, com destaque para o raio do punção que quanto menor, apresentou menor retorno elástico. Para Souza e Rolfe (2008), a variação dos parâmetros do material como expoente de encruamento causa muita influência no retorno elástico da chapa após o dobramento, e esses valores são muito maiores que o atrito de contato no processo de dobra.

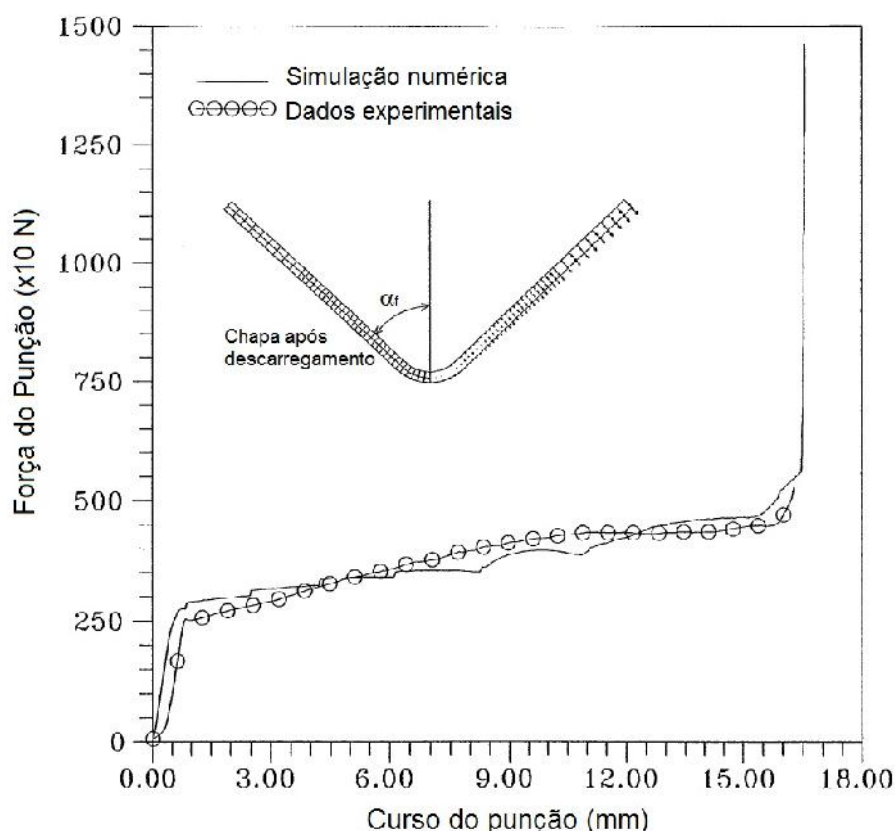


Figura 24 - Relação entre força e curso do punção no processo de dobramento em V (Huang e Leu, 1998).

De acordo com Ilkiu (2000), no processo de dobramento ocorre a recuperação elástica porque o material deformado na região elastoplástica recupera parte da sua deformação elástica induzido pelo dobramento. O restante da deformação elástica permanece armazenado no material, e, como a região elástica está entre duas regiões plásticas, estas impede a recuperação das deformações elásticas totais do material.

Mkaddem e Saidane (2007) avaliaram a influência do raio da matriz e da folga entre punção/matriz durante o dobramento em L (90°), em chapas de aço HSLA com 0,09% de carbono. Os autores observaram que com maior valor de raio

da matriz e maior folga durante o dobramento, acarretam maior retorno elástico, como ilustrado na figura 25.

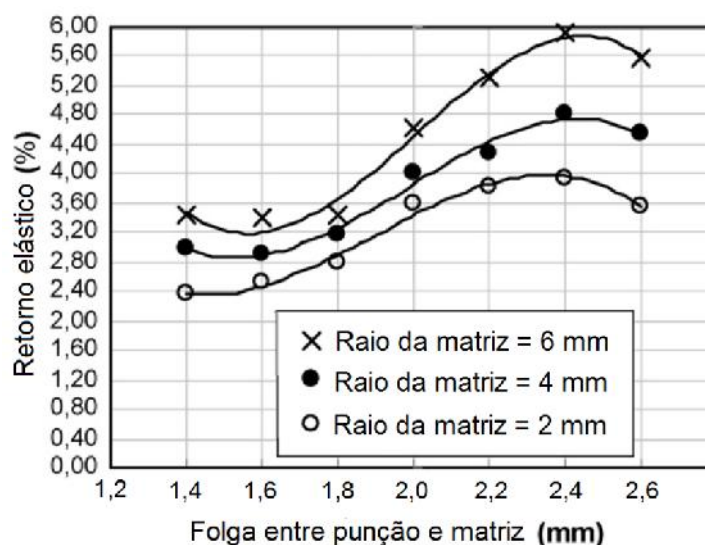


Figura 25 - Influência do raio e folga no dobramento em L (MKADDEM e SAIDANE, 2007)

Segundo Carden *et al.* (2002) a preocupação com retorno elástico e controle de qualidade aumentou entre os fabricantes de automóveis com a crescente utilização de aços de alta resistência. Peças de AHSS apresentam mais retorno elástico do que as peças feitas de aço carbono. Ainda, a experiência com a conformação de AHSS é limitada em relação ao uso dos demais aços. Além disso, como tem aumentado a aplicação de AHSS para redução de peso e isso implica em uso de chapas mais finas, estas tem menor capacidade de manter o formato depois da conformação. Isso leva a variações dimensionais e problemas durante a montagem dos componentes, e por sua vez, resulta em problemas de qualidade. Assim, a compreensão, caracterização exata, previsão, controle e redução do retorno elástico e suas variações tornaram-se muito importantes em termos de diminuir o tempo de desenvolvimento e reduzir perdas na produção para atingir a fabricação rentável de peças com AHSS.

Muitos estudos comprovam que o retorno elástico tem um comportamento diferente nos AHSS se comparados com os aços HSS tradicionais, como os aços HSLA. Um exemplo é mostrado na figura 26.



Figura 26 - Perfis fabricados com a mesma matriz (WORLDALTOSTEEL, 2009)

2.3.1 Tipos de retorno elástico

Três modos de retorno elástico são comumente encontrados em peças conformadas: alteração angular, ondulação lateral e torção.

2.3.1.1 Alteração angular

Alteração angular é o ângulo criado quando a linha de dobra se desvia da linha da ferramenta. O ângulo de retorno elástico é medido fora do raio de punção, conforme figura 27, abaixo:

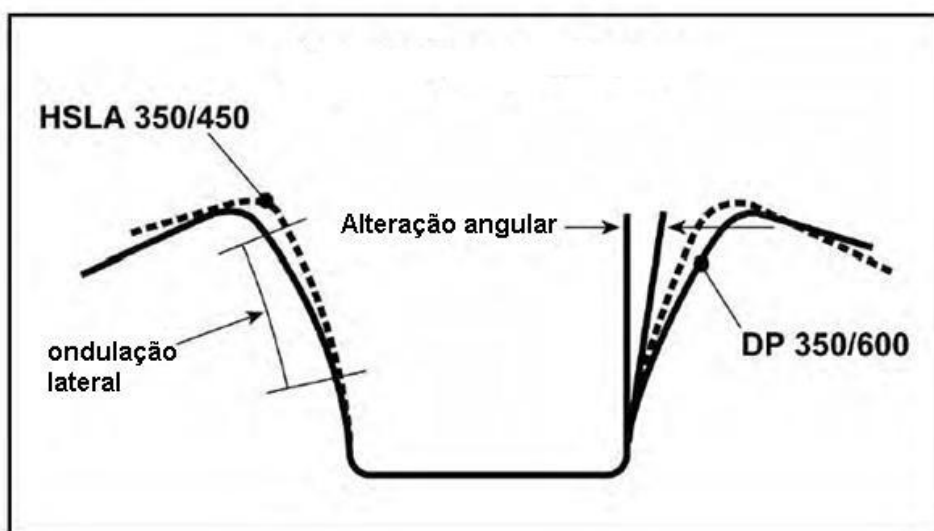


Figura 27 - Alteração angular e ondulação lateral (WORLDALTOSTEEL, 2009)

A alteração angular é causada pela diferença de tensão na direção da espessura da chapa quando esta se inclina sobre um raio da matriz. A diferença do esforço no sentido da espessura cria um momento de flexão no raio da matriz, o que resulta na mudança angular. Para eliminar ou minimizar a variação angular deve-se eliminar ou minimizar este momento de flexão, na região da parede lateral. Existem

diferenças para os aços de mesma resistência à tração (mas resistência ao escoamento diferente). Percebe-se, claramente, a tendência predominante de crescente alteração angular na figura 28.

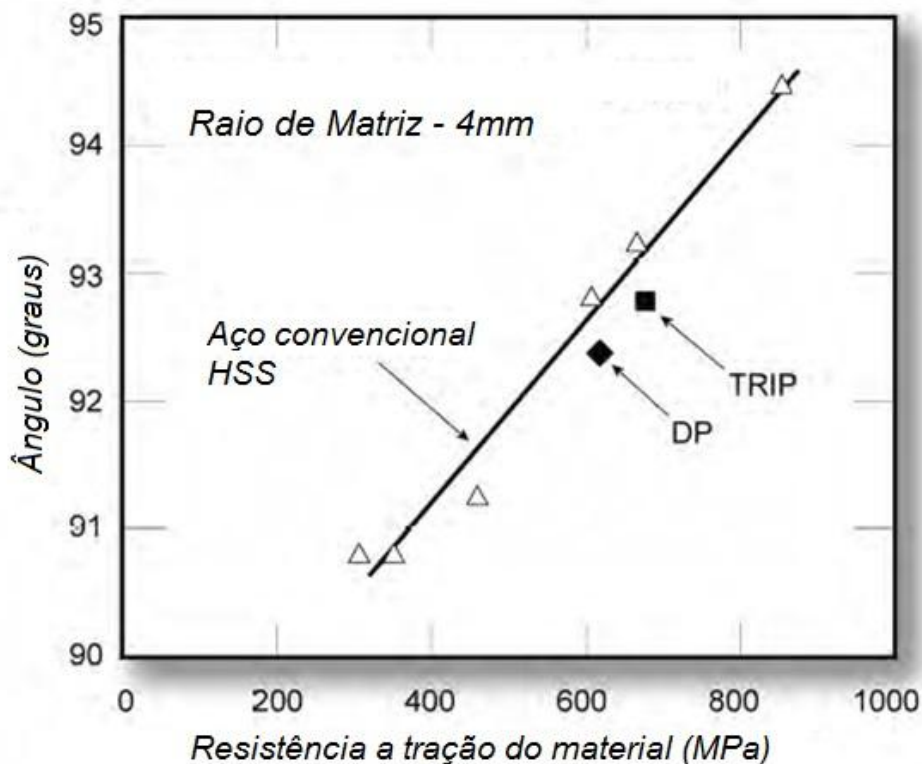


Figura 28 - Alteração angular de AHSS e HSS (SHI, 2005)

Para Shi (2005) esses fenômenos são dependentes de muitos fatores, tais como a geometria da peça, a concepção de ferramentas, parâmetros de processo e propriedades dos materiais e, em alguns casos, eles podem nem aparecer. No entanto, endurecimento por encruamento dos aços DP e TRIP causam aumento na força durante a deformação. Assim, eventuais diferenças na construção de ferramentas e matrizes podem causar variação no comportamento elástico desses materiais.

2.3.1.2 Ondulação lateral

Uma curvatura é criada na parede lateral do canal (Figura 29). Esta curvatura ocorre quando uma chapa é conformada sobre uma matriz ou punção. A principal causa é a distribuição irregular da tensão através da espessura da chapa.

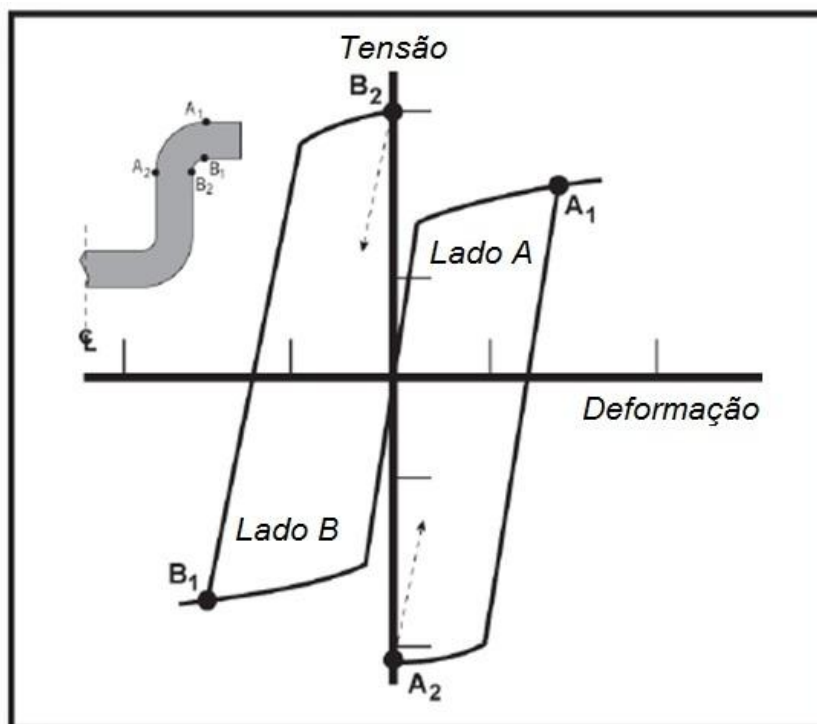


Figura 29 - Mecanismo de ondulação lateral (KATAYAMA *et al.*, 2002)

A figura 29 ilustra em detalhes o que acontece com a chapa durante o dobramento. A deformação no lado A de deformação por tração (A1) e por compressão (A2). Ao contrário, a deformação no lado B de compressão (B1) para tração (B2). Uma vez que o punção é removido da cavidade da matriz (descarga), o lado A tende a prolongar-se, e o lado B, ao contrário, devido à recuperação elástica cria uma onda na parede lateral.

Esta diferença de recuperação elástica no lado A e lado B é a principal fonte de ondulação ao longo da parede. Quanto maior a resistência do metal deformado, maior a diferença de recuperação elástica entre os lados A e B, conseqüentemente, o aumento da ondulação lateral. Esta é uma das principais diferenças entre o HSS convencional e AHSS. Claramente, a regra para minimizar a ondulação lateral é minimizar a diferença de tensões através da espessura da chapa.

2.3.1.3 Torção

Torção é definida como duas seções transversais rotativas de forma diferente ao longo de seu eixo. Torção é causada por momentos torsores na seção transversal da peça. O deslocamento de torção se desenvolve por causa do retorno elástico desequilibrado e tensões residuais criando um par de forças, que tende a

girar uma extremidade em relação à outra. Como mostra a figura 30 o momento torsor pode ocorrer devido tensões residuais no flange, na lateral, ou ambos.

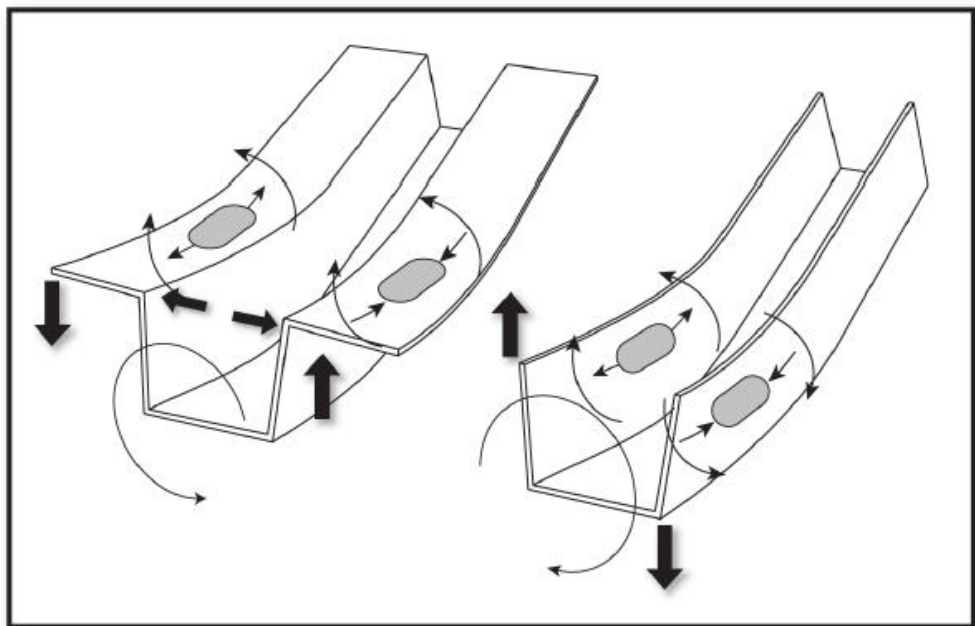


Figura 30 - Momento torsor ou tensão residual na parede lateral (YOSHIDA, 1987)

A quantidade de torção em uma peça é determinada pela relação entre as tensões desequilibradas e rigidez na direção da torção. Em peças finas, baixos valores de rigidez torcional fazem com que estas tenham uma tendência de maior torção. Existe também um efeito de alavanca, em que a mesma quantidade de torção irá resultar um maior deslocamento em peças longas, com mesmo ângulo de torção (Yoshida, 1987).

3 METODOLOGIA E PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL

3.1 MATERIAIS UTILIZADOS

Foram utilizados aços avançados de elevada resistência: DP 450/780 (DP800) e TRIP 450/780 (TRIP800); e aço de alta resistência e baixa liga: HSLA 350/450 (HSLA450), materiais tipicamente aplicados na indústria automobilística.

3.2 ANÁLISE QUÍMICA

Foi realizada uma análise da composição química, a quantidade de cada elemento presente nos aços TRIP800 e DP800. O levantamento foi realizado por meio de espectrometria ótica, usando um equipamento da Marca BAIRD®.

3.3 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Convém ressaltar a importância desta caracterização inicial já que para a obtenção de um bom resultado final na estampagem de chapas originando uma peça livre de falhas, é de fundamental importância o conhecimento de suas propriedades mecânicas.

Foram realizados ensaios de tração com o objetivo de levantar as seguintes propriedades mecânicas: coeficiente de encruamento (n), fatores de anisotropia (R), alongamento (a), tensão limite de escoamento (LE) e tensão máxima de resistência (LR).

Os ensaios foram realizados em uma máquina de ensaio universal da marca EMIC®, com capacidade de carga de 10 toneladas, alocada no LaMats (Laboratório de Materiais) do Departamento de Engenharia Mecânica da UFPR. O dimensionamento e o formato adotado para o corpo de prova foram a partir das normas ABNT NBR 6673, ASTM E 646 e DIN EN 10 002-1 que descrevem o ensaio. O formato do corpo de prova em chapa do tipo “gravata” (ver Figura 31) e as dimensões foram estabelecidas para atender as três normas indicadas. Isto foi possível, uma vez que nenhuma das três normas estabelece medidas exatas para os corpos de prova e sim dimensões mínimas e máximas dentro das quais os corpos de prova atendem às exigências de ensaio.

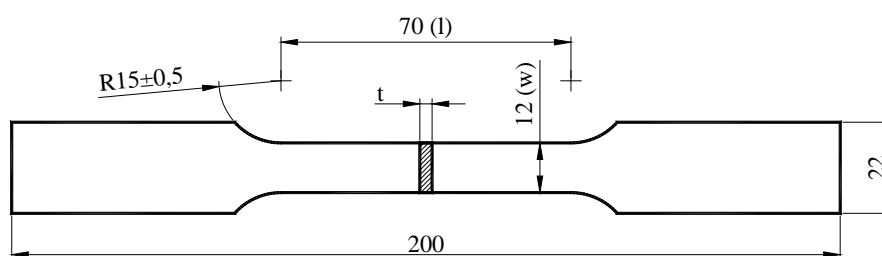


Figura 31 - Desenho do corpo de prova de tração (medidas em mm)

Os corpos de prova foram estampados (recortados) no laboratório de conformação mecânica da UFPR, em uma matriz desenvolvida especialmente para confecção destas amostras, passando em seguida por uma operação de fresamento das laterais (na região útil), com o propósito de reduzir a incidência de sulcos ou rebarbas que podem acarretar pontos de concentração de tensão e alterar os resultados obtidos. Os corpos de prova foram extraídos formando ângulos de 0° , 45° e 90° em relação à direção de laminação (figura 32).

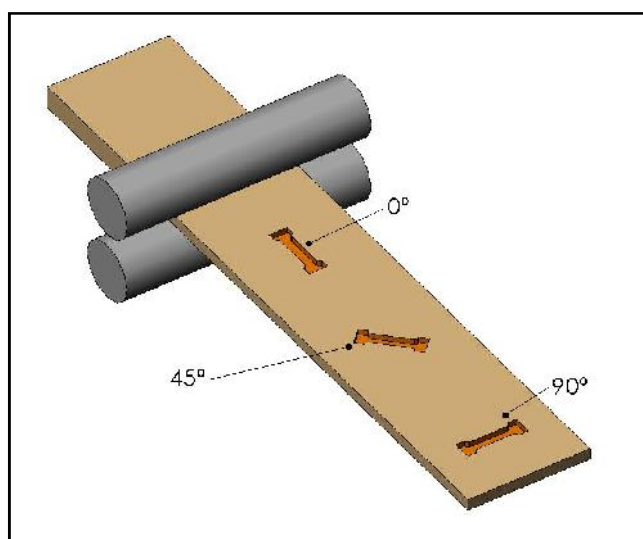


Figura 32 - Corte dos corpos de prova em relação à direção de laminação

Ao todo foram seis corpos de prova para cada direção de laminação das chapas de aço HSLA450, TRIP800 e DP800, conforme a tabela 1, (três para obter o fator de anisotropia e o coeficiente de encruamento e três para a obtenção do limite de resistência). Desta forma, foi preparado um total de dezoito corpos de prova para cada aço.

Tabela 1 - Quantidade de corpos de prova necessários no ensaio de tração para levantamento das propriedades n , R , LR , LE , AI .

Aços	Direção de laminação	Quantidade de CPs para determinar n e R	Quantidade de CPs para determinar LR , LE e AI	Total de CPs para cada direção de laminação
TRIP, DP e HSLA	0°	3	3	6
	45°	3	3	6
	90°	3	3	6
Total de corpos de prova				18

O procedimento para determinação do fator de anisotropia R_m e tendência a orelhamento R foi executado em acordo com a norma ASTM E-517. No procedimento utilizou-se uma máquina de ensaios eletromecânica, do programa Tesc® (versão 1.05), e do método de Anisotropia ASTM E-517. Foi utilizado um micrômetro digital para medição das larguras dos corpos de prova.

O parâmetro R , denominado aqui como fator de anisotropia, é definido como a razão entre a deformação verdadeira na largura e a deformação verdadeira na espessura, após o material ter sido deformado (eq. 9).

$$R = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} \quad (8)$$

Onde: w é a deformação verdadeira na largura e t a deformação verdadeira na espessura.

Devido às dificuldades de se medir a variação na espessura com suficiente precisão, na prática, uma relação equivalente é comumente utilizada, valendo-se da largura ao invés da espessura. Para isso, assume-se que durante a deformação, o volume do material permanece constante, e que, portanto a variação da espessura pode ser calculada com base na variação do comprimento e da largura. Baseado nesse princípio, o fator de anisotropia é calculado por meio da (eq. 10).

$$R = \frac{\ln(w_0 - w_f)}{\ln\left(\frac{l_f \cdot w_f}{l_0 \cdot w_0}\right)} \quad (9)$$

Onde: w_0 e l_0 são respectivamente a largura e o comprimento antes da deformação, e w_f e l_f a largura e o comprimento depois de aplicada a deformação.

A medição do comprimento foi feita por meio de um extensômetro que ficou acoplado ao corpo de prova durante todo o ensaio, servindo também para controle do limite de deformação aplicado ao material. A medição de largura foi efetuada por meio de um micrômetro digital.

O valor de R geralmente varia com a direção em relação à direção de laminação (R_0 , R_{45} , R_{90}). É comum caracterizar um material pelo coeficiente de

anisotropia normal médio R_m (CADDELL e HOSFORD, 1993). R_m é definido como a média ponderada dos fatores determinados para cada direção, este é determinado pela equação 11, abaixo.

$$R_m = \frac{R_0 + 2R_{45} + R_{90}}{4} \quad (10)$$

Outra característica importante observada em chapas laminadas é o aparecimento de “orelhas” nas bordas de copos embutidos. Esse fenômeno se deve à diferença do valor de R para cada direção da chapa que originou o copo. Caddell e Hosford (1993) afirmaram que nas direções que apresentam um valor de R menor, ocorrerá afinamento da chapa durante o embutimento. Assim, a altura do copo para aquela região será menor. Os tamanhos das orelhas apresentadas e a direção em que elas se formam estão relacionados com o coeficiente de anisotropia planar, R e pode ser definido pela equação 12.

$$\Delta R = \frac{R_0 + R_{90} - 2R_{45}}{2} \quad (11)$$

A norma ASTM E-517 prescreve que o material deve ser deformado até um alongamento que ultrapasse qualquer ponto de escoamento, ao mesmo tempo em que não tenha ainda sido atingido o ponto de força máxima. Dentro destes limites qualquer alongamento poderá ser escolhido, sendo que quanto maior for o valor maior será a precisão obtida no ensaio. Portanto, antes que o ensaio de anisotropia fosse executado, foi efetuado um ensaio de tração simples para servir de base para ser arbitrado o valor de alongamento pretendido.

Para realização dos testes, foi selecionado inicialmente no microcomputador, instalado na máquina de tração, a função do software para determinação do fator de anisotropia e encruamento. Em seguida foi tomado um dos corpos de prova recortado a 0° da direção de laminação, no qual se mediu os valores da espessura e da largura da região útil, acoplou-se o extensômetro e configurados os dados solicitados pelo programa (espessura inicial, largura inicial, comprimento útil e direção de laminação).

Foram determinados os valores do fator de anisotropia (R) e coeficiente de encruamento (n), além do limite de resistência, alongamento e tensão de escoamento dos aços. Estes dados auxiliam na avaliação das características de estampabilidade das chapas, servindo de parâmetro para análise das condições do material em relação ao grau de conformabilidade ao qual será submetido durante o processo de fabricação do componente.

Retirado o corpo de prova da máquina, mediram-se novamente os valores da espessura e da largura da região útil, estes agora tomados como valores finais, após a deformação do corpo de prova. Estes dados foram informados ao software da máquina, de forma que o computador calculasse o valor da anisotropia R_0 para aquele corpo de prova, retirado a 0° da direção de laminação.

Para os ensaios seguintes apenas repetiu-se o procedimento descrito anteriormente, sendo que foram realizados outros dois testes com corpos de prova a 0° da direção de laminação. Realizaram-se ainda mais três testes para os corpos de prova a 45° e outros três ensaios para os corpos de prova a 90° da direção de laminação, totalizando os dezoito ensaios.

Com o resultado, o software da máquina de tração calculou ainda o valor médio da anisotropia para cada direção, caracterizada por R_0 , R_{45} e R_{90} (fator de anisotropia médio a 0° , 45° e 90° respectivamente), além da média R_m e da tendência ao orelhamento ΔR .

Utilizando os mesmos dados do ensaio anterior realizou-se o cálculo do coeficiente de encruamento, apenas selecionando no software a rotina correspondente a este ensaio, visto que os testes para anisotropia e coeficiente de encruamento, encontram-se em rotinas separadas.

O procedimento para a determinação do coeficiente de encruamento (n) utilizado segue a norma ASTM E-646. Quando o material metálico é deformado plasticamente ocorre aumento da resistência do material. Esse fenômeno é conhecido como encruamento. O coeficiente n é aplicado à equação de Hollomon (eq. 13) para descrever o comportamento plástico de materiais metálicos.

$$\sigma = K \varepsilon^n \quad (12)$$

Onde: σ = tensão verdadeira; ε = alongamento verdadeiro; K = coeficiente de resistência; n = coeficiente de encruamento.

Realizou-se também, os testes para obtenção dos limites de resistência e escoamento e alongamento dos aços HSLA450, TRIP800 e DP800. Utilizaram-se três corpos de prova para cada direção de laminação, os quais foram tracionados até sua ruptura.

3.4 DOBRAMENTO EM “L”

Esses processos foram realizados na máquina de ensaio de tração da marca EMIC modelo DL10000, sendo o punção fixado na mesa móvel da máquina, rosqueado (rosca M24 x 2mm) no lugar da garra superior. Com isso, foi possível realizar a medição da força de dobra e deslocamento do punção durante os processos de dobramento.

As figuras 33 e 34 ilustram o modelo de dobramento em L que foi utilizado experimentalmente.

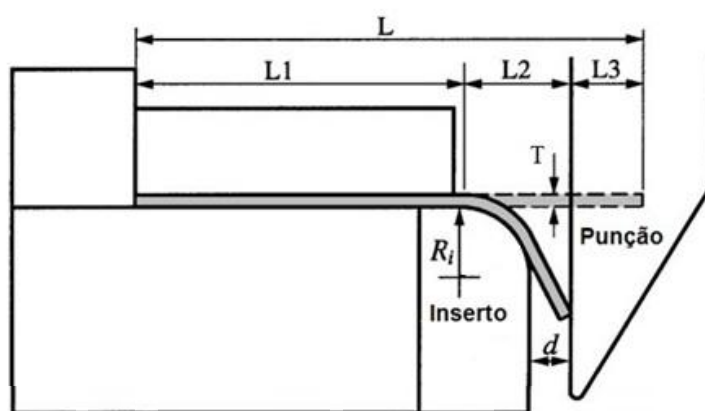


Figura 33 - Esboço do ensaio de dobramento em matriz de deslizamento (GAU e KINZEL, 2000)

$$L2 * (1 - \cos \theta) - L3 * \cos \theta + (R_i + 1/2 * T) * \cos \theta - R_i * \sin \theta = 0 \quad (13)$$

O ângulo de dobra antes do retorno foi determinado pela equação 14, onde os valores de L2 e L3 estão determinados na figura 34, T é a espessura da chapa e Ri é o raio da matriz. Subtraindo-se esse valor do ângulo após o retorno elástico foi determinado o ângulo de retorno elástico a cada dobra.

Foram dobrados corpos de prova de aço HSLA450, TRIP800 e DP800, todos com 100 mm de comprimento e 12 mm de largura. Os aços TRIP800 e DP800 com espessura de 2 mm e o HSLA com 1,5mm. As amostras foram posicionadas entre a matriz e o prensa-chapas. O punção com raio de 2 mm movido para baixo 50 mm dobrando a chapa sobre o raio da matriz (Ri), formando um ângulo de aproximadamente 90°. Posteriormente, o punção foi movido para cima e a amostra liberada, produzindo o retorno elástico.

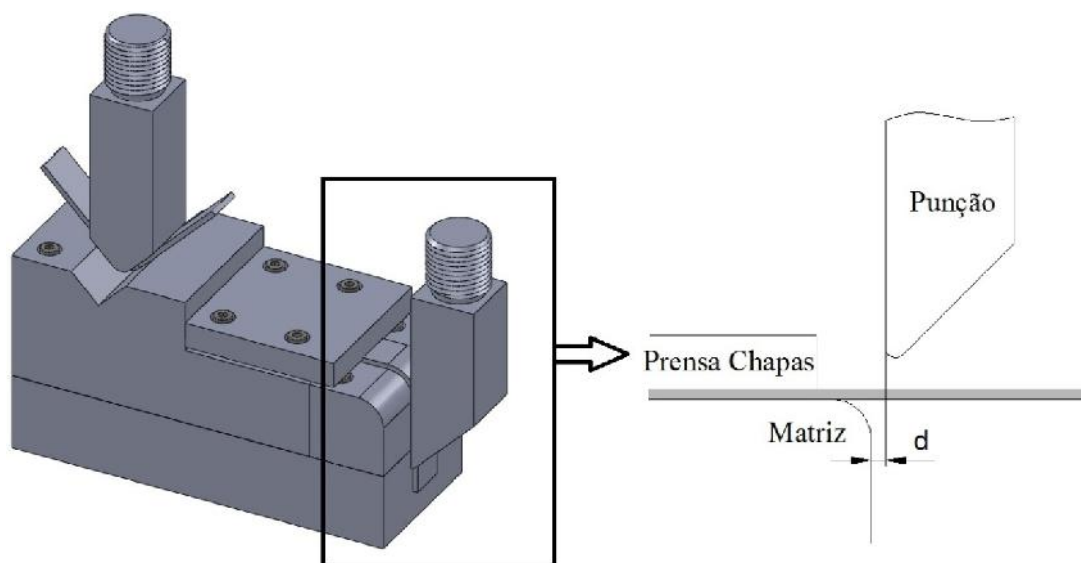


Figura 34 - Ilustração esquemática do ensaio de dobramento em L e dimensões da ferramenta

Foram utilizados diferentes valores de raio de matriz, sendo $R=5\text{mm}$, $R=10\text{mm}$, $R=15\text{mm}$ e $R=20\text{mm}$ e definidos os parâmetros fixos conforme tabela 2.

Tabela 2 - Parâmetros fixos no processo Dobramento em L

Temperatura do ensaio	$\sim 20\text{ }^{\circ}\text{C}$
Lubrificante	Óleo EP
Rugosidade Punção/Matriz	$Ra=1,6\mu\text{m}$
Velocidade do punção	60 mm/min
Folga entre Punção/Matriz	$1,5.T$

Na figura 35 são mostradas as etapas do processo de dobramento em L realizado. No início (a) o punção desloca-se para baixo e entra em contato com a chapa (b), iniciando a aplicação da força para realização do processo de dobramento (c), após o descarregamento (d) é percebido o retorno elástico da chapa.

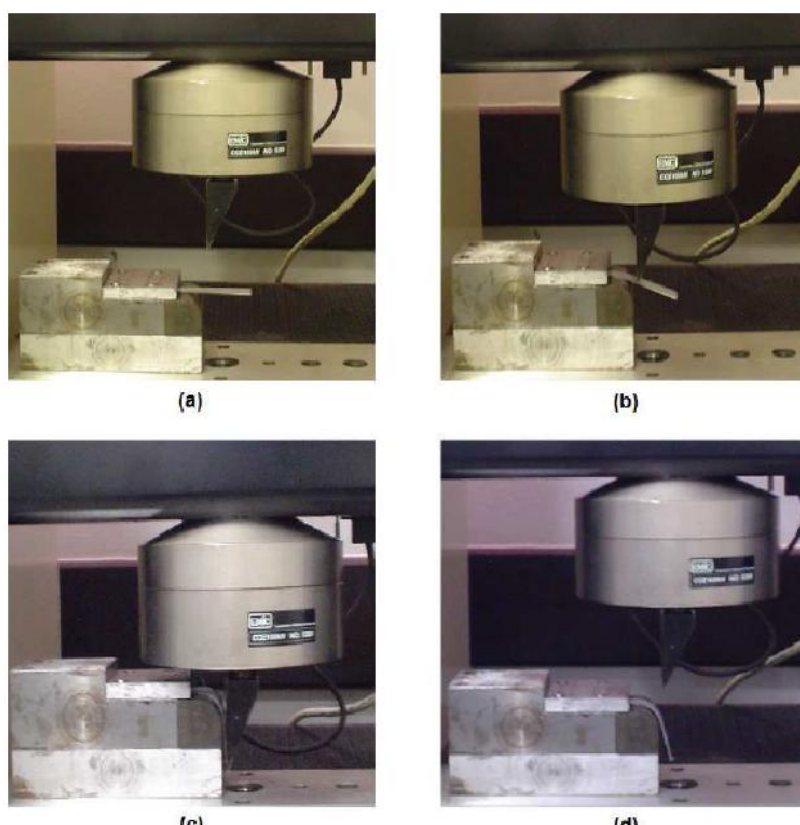


Figura 35 - A sequência de deformação do processo de dobra: (a) chapa não deformadas, (b) dobra intermediária, (c) dobra final, e (d) retorno elástico.

3.5 DOBRAMENTOS EM “V”

O processo de dobramento em V é ilustrado na figura 36, o punção nesse caso foi o elemento intercambiável de modo a variar o raio de dobramento, este foi fixado no lugar da garra móvel da máquina de tração da marca EMIC modelo DL10000, de modo a realizar os movimentos e forças necessárias ao processo.

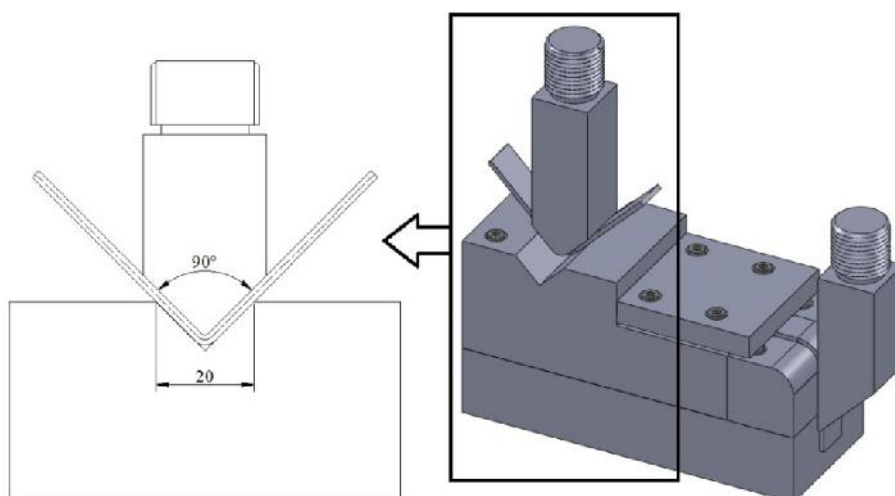


Figura 36 - Ilustração esquemática do ensaio de dobramento em V

A largura das chapas foram de 15mm e os parâmetros fixos foram os mesmos do processo de dobramento em L (tabela 2). Este dobramento foi estabelecido recorrendo a um experimento fatorial, sendo: Fator A: Força máxima (3 níveis: F1, F2, F3; para os aços DP800, TRIP800, HSLA450), ou seja, três forças pós dobra diferentes para cada aço e Fator B: Raio do punção (4 níveis: sem raio; 2,5mm; 5mm e 10mm), de acordo com a tabela 3.

Tabela 3 - Plano de ensaios (2 variáveis)

Nº do teste	Variáveis do processo					
	Réplicas	Raio do Punção (mm)	Força/largura (N/mm)			
			Aços Forças	HSLA	TRIP	DP
1	(1), (2), (3)	0 (canto vivo)	F1	60	170	200
2	(1), (2), (3)	0 (canto vivo)	F2	150	360	300
3	(1), (2), (3)	0 (canto vivo)	F3	300	600	450
4	(1), (2), (3)	2,5	F1	60	170	200
5	(1), (2), (3)	2,5	F2	150	360	300
6	(1), (2), (3)	2,5	F3	300	600	450
7	(1), (2), (3)	5	F1	60	170	200
8	(1), (2), (3)	5	F2	150	360	300
9	(1), (2), (3)	5	F3	300	600	450
10	(1), (2), (3)	10	F1	60	170	200
11	(1), (2), (3)	10	F2	150	360	300
12	(1), (2), (3)	10	F3	300	600	450

3.6 MEDIÇÃO DO RETORNO ELÁSTICO

Após cada dobra o ângulo de retorno elástico foi medido com um projetor de perfil da marca AROTEC modelo PA300-A-B (figura 37). O ângulo medido em graus, minutos e segundos foi convertido em graus decimais.



Figura 37 - Projetor de perfil utilizado para a medição do ângulo de retorno elástico

3.7 ANÁLISE METALOGRÁFICA

A técnica de análise micrográfica pode ser dividida nas seguintes fases: escolha e localização da seção a ser analisada; obtenção de uma superfície plana e polida na seção selecionada; ataque da superfície por um reagente químico adequado; exame ao microscópio para a observação e obtenção de fotografias (COLPAERT, 2008). Cada uma dessas etapas pode ser realizada utilizando diferentes métodos e podem variar de acordo com as propriedades específicas do material. Deve-se realizar cada uma das fases de preparação com grande cuidado, pois cada etapa pode afetar os estágios posteriores.

Neste trabalho, as técnicas utilizadas para a preparação metalográfica seguiram os procedimentos padrão de ensaio, normatizadas pela ASTM E 3-10 (2007): corte da amostra na região a ser estudada; embutimento em baquelite, sob condições controladas de pressão e temperatura; lixamento, utilizando-se lixas com diferentes granulações e polimento. Todas as etapas foram realizadas nos laboratórios do Instituto Federal do Paraná (IFPR), campus Paranaguá.

3.7.1 Preparação das amostras

3.7.1.1 Corte da amostra na região a ser analisada

As amostras para análise metalográficas foram extraídas da região da curvatura da dobra, conforme figura 38.

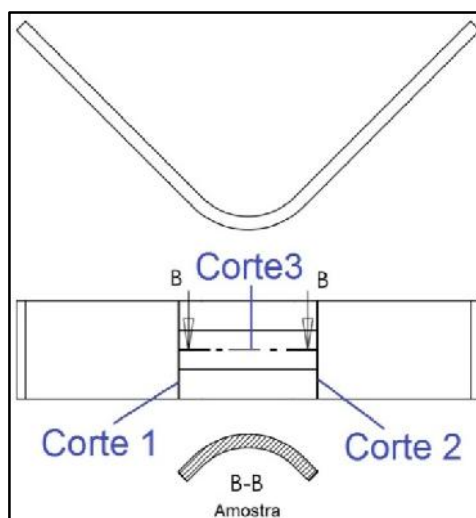


Figura 38 - Corte das amostras para metalografia

Os cortes das amostras foram realizados com auxílio de uma cortadora metalográfica da marca Fortel, modelo CFI40, no laboratório de usinagem do IFPR. Após cada corte, as rebarbas foram removidas pelo processo de limagem.

Foram realizados cortes dos corpos de prova dobrados pelo processo de dobramento em V. Foram cortadas 36 amostras, 12 de aço TRIP800, 12 de aço DP800 e 12 de aço HSLA450 de acordo com a tabela 4.

Tabela 4 - Amostras cortadas para metalografia

Aço TRIP800			Aço DP800			Aço HSLA450		
Amostra	Raio (mm)	Força (N)	Amostra	Raio (mm)	Força (N)	Amostra	Raio (mm)	Força (N)
Amostra 1	0	F1	Amostra 13	0	F1	Amostra 25	0	F1
Amostra 2	0	F2	Amostra 14	0	F2	Amostra 26	0	F2
Amostra 3	0	F3	Amostra 15	0	F3	Amostra 27	0	F3
Amostra 4	2,5	F1	Amostra 16	2,5	F1	Amostra 28	2,5	F1
Amostra 5	2,5	F2	Amostra 17	2,5	F2	Amostra 29	2,5	F2
Amostra 6	2,5	F3	Amostra 18	2,5	F3	Amostra 30	2,5	F3
Amostra 7	5	F1	Amostra 19	5	F1	Amostra 31	5	F1
Amostra 8	5	F2	Amostra 20	5	F2	Amostra 32	5	F2
Amostra 9	5	F3	Amostra 21	5	F3	Amostra 33	5	F3
Amostra 10	10	F1	Amostra 22	10	F1	Amostra 34	10	F1
Amostra 11	10	F2	Amostra 23	10	F2	Amostra 35	10	F2
Amostra 12	10	F3	Amostra 24	10	F3	Amostra 36	10	F3

3.7.1.2 Embutimento

Após o corte, as amostras foram submetidas ao embutimento a quente, em resina fenólica (baquelite). Esta etapa foi realizada para facilitar o manuseio, evitar danos na lixa e/ou no pano de polimento e, principalmente, para evitar abaulamento da superfície, que acarretam dificuldades na observação das amostras.

O embutimento foi realizado na embutidora metalográfica da marca Fortel, modelo EFD40, em grupos de 4 amostras (figura 39). Após embutidas, as amostras foram identificadas com a utilização de um ferro de solda.

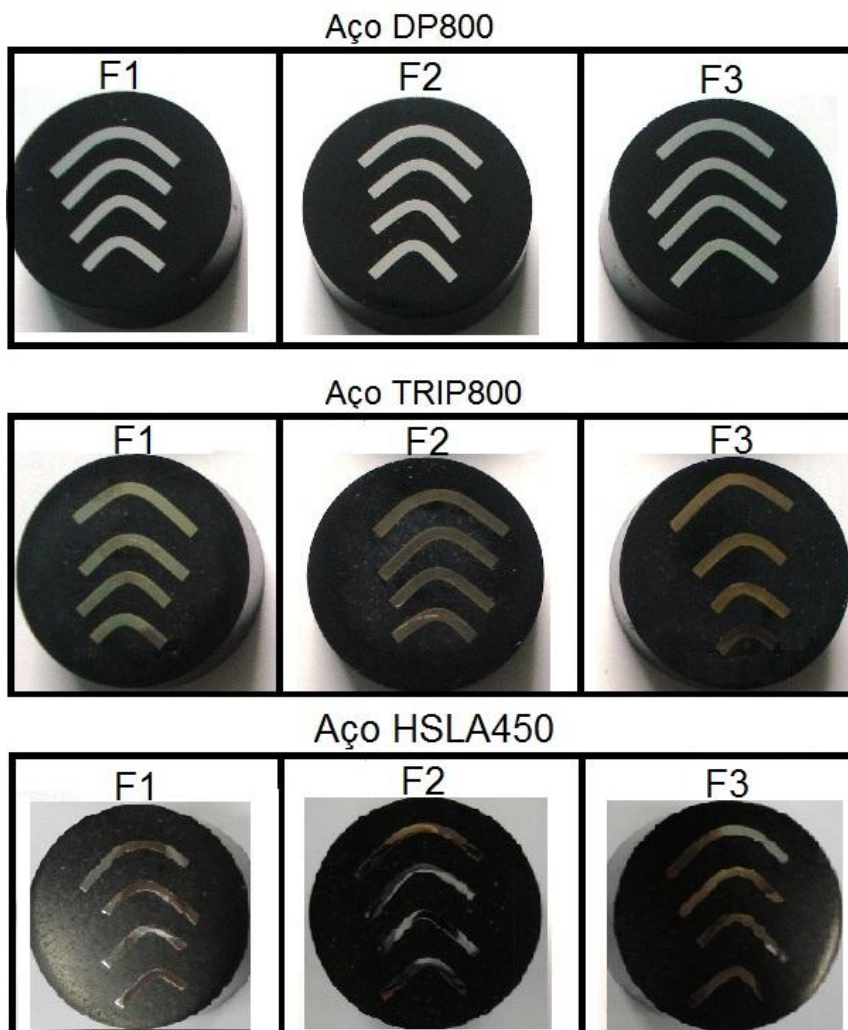


Figura 39 - Amostras embutidas em baquelite após dobramento em V

3.7.1.3 Lixamento

Esse processo tem como objetivo a remoção de riscos e deformações provenientes do corte do material e a realização de uma superfície plana cuja profundidade de deformação seja suficientemente fina, de tal forma que permita seu desaparecimento após a posterior etapa de polimento.

A técnica consiste no lixamento da amostra, sucessivamente, com lixas de granulometria cada vez menor, mudando-se de direção (90°) em cada lixa subsequente, até desaparecerem os traços da lixa anterior (PETZOW, 2001).

Neste estudo, para o processo de lixamento foram utilizadas lixas d'água com diferentes granulometrias: #100, 220, 400, 600, 1000 e 1200 mesh, sucessivamente.

Esse procedimento foi realizado em uma lixadeira giratória, também da marca Fortel, modelo PLF, modificada com utilização de um inversor de frequência

(marca WEG CFW08) para ligação do motor trifásico e controle de rotação durante o processo. Com o ajuste de rotação (n) é possível utilizar velocidades de corte (V_c - equação 15) adequadas para cada fase do lixamento, o que favorece, para não haver alteração das propriedades das amostras estudadas.

$$V_c = \frac{\pi \cdot d \cdot n}{1000} \quad (14)$$

Onde: $\pi=3,14$; n - Rotação (rpm); d - Diâmetro na região do lixamento (mm).

3.7.1.4 Polimento

A finalidade desta etapa do processo mecânico é obter uma superfície plana, sem riscos e com alta refletividade. A existência de riscos atrapalha o exame da superfície da amostra.

Quando o polimento remove os riscos no material sem remover também a parte encruada subjacente, a superfície pode atingir um acabamento aparentemente satisfatório (com brilho especular e sem arranhões visíveis), com aparência bem polida. Porém, quando se ataca esta amostra, o resultado do ataque não é uniforme, pois o reagente corrói preferencialmente as regiões mais encruadas da superfície, resultando em micrografias que apresentam heterogeneidades (COLPAERT, 2008).

Antes de se realizar o polimento, a superfície da amostra foi limpa, de modo a deixá-la livre de traços abrasivos, solventes, poeiras e outros. A operação de limpeza foi realizada por lavagem com água e álcool etílico, este último foi utilizado para que a secagem fosse acelerada.

O polimento manual foi realizado na mesma lixadeira Fortel, modelo PLF, utilizada para o lixamento. Foi utilizado pano para polimento modelo DBM, fabricação Arotec, e a mistura de água destilada e suspensão de diamante, (1 μm), fabricação Arotec. Para melhoria do processo e melhor deslizamento das amostras à superfície do pano de polimento, ou seja, para reduzir o atrito entre a superfície da amostra e o pano, utilizou-se água destilada, que foi borrifada. Procurou-se evitar polimentos demorados com fricção e pressão excessiva sobre a amostra, bem como, girar a amostra sobre o disco da politriz de modo que não houvesse direção preferencial nessa operação. Nesta etapa, a limpeza das amostras foi feita com água destilada e secagem com algodão umedecido em álcool etílico e ar quente soprado.

A avaliação qualitativa da superfície polida também foi controlada com auxílio do microscópio óptico de bancada da marca Olympus, modelo BX51, objetivando-se uma superfície plana e com ausência de riscos.

3.7.2 Ataque químico

As amostras foram imersas por alguns segundos em reagente apropriado para revelação da microestrutura de cada material estudado (tabela 5)

Tabela 5 - Forma de realização de ataque químico

Material	Ataque	Tempo de ataque	Modo de ataque	Secagem
Aço TRIP800	LePera (modificado)	50 segundos	Imersão	Ar quente soprado
Aço TRIP800	Nital 4%	5 segundos	Imersão	Ar quente soprado
Aço DP800	Nital 4%	5 segundos	Imersão	Ar quente soprado
Aço HSLA450	Nital 4%	5 segundos	Imersão	Ar quente soprado

LePera (1980) propôs o emprego de um reagente obtido pela mistura de duas soluções pré-preparadas (metabissulfito de sódio 1% e ácido pícrico 4%), na proporção de 1:1 (10ml de metabissulfito de sódio 1% e 10ml de picral 4%) para evidenciar a bainita e a martensita presentes na microestrutura de um aço com baixo teor de carbono. Entretanto, Salemia e Abdollah-Zadehb (2009) sugeriram variações deste reagente conforme tabela 6, este foi utilizado nesse trabalho e chamado de LePera (modificado).

Tabela 6 - Composição do reagente LePera (modificado)

Solução 1	Solução 2
Picral 4% - 4g de ácido pícrico, 100 mL álcool etílico.	metabissulfito de sódio - 1,5 g $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$, 100 mL de água destilada
Proporção 1:1	

O reagente de Nital foi utilizado para ataque nas superfícies das amostras de todos os aços testados, como reportado na tabela 5. A concentração utilizada foi a de 4% (4mL de ácido nítrico concentrado 65% e 96mL de álcool etílico 95%).

3.7.3 Obtenção das imagens metalográficas

Após cada ataque químico foram fotografados 6 campos da amostra atacada, utilizando-se uma ampliação de 1000x. Porém, em algumas situações,

tornou-se conveniente a obtenção de imagens com utilização de ampliações menores, de 500x, 50x e 10x, para obter-se uma visão mais ampla da microestrutura do material, da linha neutra de dobra e do filme de reagente que se formou na superfície da amostra atacada, a fim de se verificar suas características.

As imagens foram capturadas nas regiões da linha neutra, comprimida e tracionada das amostras e armazenadas em formato JPG. A obtenção das imagens metalográficas foi realizada no Laboratório de materiais da UFPR. As imagens foram fotografadas em campo claro, utilizando um microscópio óptico marca Olympus, modelo BX51M acoplado a um PC e a uma câmera digital da marca Olympus DP, usando-se o software AnalySIS Auto 5.1 da Olympus Soft Image.

3.8 MEDIÇÃO DA LINHA NEUTRA DE DOBRA

Depois da realização dos dobramentos e da metalografia, percebeu-se a linha neutra nas imagens das micrografias obtidas. Assim, foram medidas as distâncias da linha neutra das peças dobradas com objetivo de comparação com a teoria.

Para medição da linha neutra de dobra foi utilizado o software de desenho AutoCAD 2010 Portable. As imagens foram importadas para o AutoCAD e em seguida foi ajustada a escala da imagem em função da espessura da chapa e os raios de dobras, medidas conhecidas.

Na figura 40 é ilustrado o processo de medição. Traça-se um círculo passando por três pontos na região externa (tracionada), em seguida é gerado um círculo por 3 pontos na região do raio interno da dobra. Assim, após medição da diferença entre os raios interno e externo, é ajustada a escala para que essa distância seja igual à espessura da chapa. É gerado mais um círculo passando por 3 pontos na linha neutra, com isso, possibilita medir o seu raio, que subtraído do raio externo de dobra obtêm-se a medida da linha neutra. Nesse caso, por exemplo, tem-se: $3,82 - 2,98 = 0,84\text{mm}$.

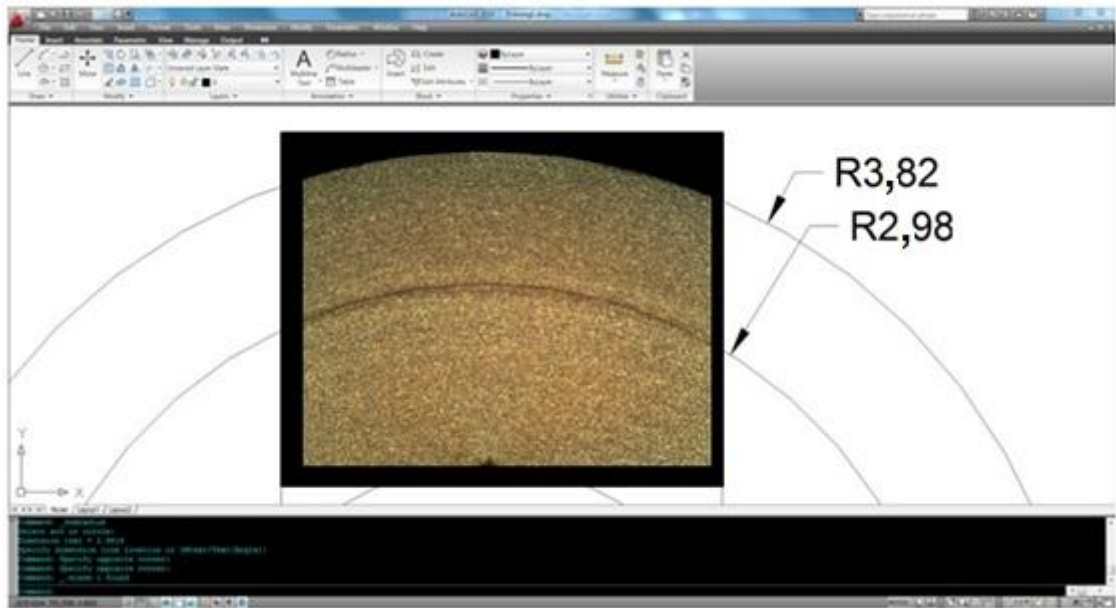


Figura 40 - Medição indireta da linha neutra de dobra com auxílio de software CAD

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 ANÁLISE QUÍMICA

Na Tabela 10 é apresentada a composição química medida dos materiais ensaiados. Como observado na tabela 10, esses aços automotivos tem baixo percentual de carbono, variando de 0,08% do HSLA até 0,226% do TRIP.

Tabela 7 - Composição química em %

Material	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Nb	Ni	Mo	Fe	Ti	Cu	Zr
DP800	0,142	0,046	1,766	0,026	0,026	0,044	0,046	0,036	0,032	0,237	97,49	-	-	-
HSLA450*	0,08	0,03	0,6	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
TRIP800	0,226	1,541	1,696	0,03	0,003	0,041	0,053	0,023	0,049	0,141	96,06	0,008	0,119	0,010

*valores retirados do catálogo do fabricante

Segundo BLECK (2002), os aços TRIP podem ser classificados em Mn-Si, Mn-Al, Mn-P, Mn-Si-Al, Mn-Si-P, Mn-Si-Nb e Mn-Si-V, conforme mostra a tabela 11. Através da comparação desses valores com os obtidos através da análise da composição química do material utilizado, É possível então classificar o material utilizado (TRIP800) como sendo um aço TRIP Mn-Si-Nb.

O manganês e o silício possuem um papel muito importante no controle da cinética das transformações de fase e em particular na estabilidade da austenita e no aumento de sua quantidade. Já o nióbio é um elemento fortemente formador de carbonetos que atua como refinador de grãos. Conforme ocorrem as transformações da austenita em ferrita pró-eutetóide e para ferrita bainítica, a taxa de nucleação desses microconstituintes é aumentada, o que leva a um enriquecimento maior de carbono na austenita remanescente dessas transformações, favorecendo a estabilidade da mesma. Isso leva a uma maior conformabilidade, devido ao aumento do efeito TRIP associado à austenita remanescente (KANTOVISCKI, 2001).

A presença do nióbio em solução sólida beneficia o enriquecimento de carbono da austenita, auxiliando assim para a sua estabilidade (BLECK *et al.*, 2001).

Tabela 8 - Composição química de vários tipos de aços TRIP (BLECK, 2002)

TIPO	C	Mg	P	Si	Al	Ni	V
Mn-Si	0,20	1,50	---	1,50	---	---	---
Mn-Al	0,20	1,50	---	0,10	1,80	---	---
Mn-P	0,15	2,00	0,03	---	---	---	---
Mn-Si-Al	0,30	1,50	---	0,30	1,20	---	---
Mn-Si-P	0,15	1,50	0,01	0,60	---	---	---
Mn-Si-Nb	0,20	1,50	---	1,50	---	0,04	---
Mn-Si-V	0,15	1,50	---	0,60	---	---	0,06

Marra (2008), através da tabela 12, mostra o efeito de cada elemento de liga presente na composição dos aços DP, em quantidades compatíveis com a característica desses aços.

Tabela 9 - Principais elementos de liga presentes nos aços DP, sua razão e influência, (MARRA, 2008).

Principais elementos de liga presentes nos aços DP		
Elemento	% em peso	Razão / influência da adição
Carbono	0,06 a 0,15%	Estabilizador da austenita
		Endurecedor da martensita
		Determina a distribuição da fases
Manganês	1,5 a 2,5%	Estabilizador da austenita
		Endurecedor da ferrita
		Retarda a formação da ferrita
Cromo e Molibdênio	até 0,40%	Estabilizador da ferrita
		Retarda a formação da perlita e da bainita
Vanádio	até 0,06%	Estabilizador da ferrita
		Endurecedor por precipitação
		Refina a microestrutura
Nióbio	até 0,04%	Estabilizador da ferrita
		Reduz a temperatura Ms
		Refina a microestrutura
Silício	até 1,0%	Abaixa a solubilidade do carbono na ferrita
		Piora a molhabilidade

Como os resultados apresentados na tabela 10 foram compatíveis com os limites apresentados para cada elemento da tabela 12, pode-se dizer que todas as características do aço DP800 em termos de composição química foram preservadas.

A composição química característica apresentada pelo material confere certo índice de conformabilidade ao aço DP800 sem que ocorra uma perda de resistência mecânica, como já mostrado nos ensaios de tração.

4.2 ENSAIO DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração, realizados com os corpos de prova a 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação da chapa, forneceram informações relativas às

propriedades mecânicas do material, como o limite de resistência (LR), tensão de escoamento (LE) e alongamento (AI). Estas propriedades caracterizam o material quanto aos seus valores limite em termos de resistência (LR), a tensão máxima atingida ao final da deformação elástica e consequente início de deformação plástica (LE) e finalmente o alongamento máximo (AI) do material até o instante da fratura.

Outras propriedades calculadas ao final dos ensaios de tração foram o coeficiente de encruamento “n” e fator de anisotropia “R” dos materiais. Estes dois parâmetros caracterizam o material quanto a sua estampabilidade.

Na tabela 7 são descritos todos os materiais ensaiados e algumas de suas propriedades mecânicas. Na Tabela 8 são apresentados os coeficientes de encruamento e na Tabela 9 os coeficientes de anisotropia. O aço DP800 apresentou alongamento uniforme de 12,7%, resultado que confirma a interessante combinação de bom alongamento e alta resistência. O aço TRIP800 com 22,6% de alongamento uniforme foi o material que apresentou o melhor desempenho, pois conseguiu aliar essa excelente capacidade de deformação a um limite de resistência de 860 MPa. Essa grande capacidade de alongamento é influenciada pelo alto valor de encruamento (n), no caso 0,252.

Tabela 10 - Propriedades mecânicas dos materiais estudados

Material	Espessura (mm)	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência Máximo (MPa)	Alongamento Uniforme (%)	Alongamento Total (%)	Módulo de elasticidade (GPa)
HSLA 450	1,5	256	449	14,8	20,8	206
DP 800	2,0	488	741	12,7	17	205
TRIP 800	2,0	548	860	22,6	24,4	206

Tabela 11 - Coeficientes de encruamento e coeficientes de resistência dos materiais

Material	n_0	n_{45}	n_{90}	$n_{\text{médio}}$	K_0	K_{45}	K_{90}	$K_{\text{médio}}$
HSLA 450	0,147	0,133	0,135	0,138	698	656	679	678
DP 800	0,160	0,168	0,164	0,164	1145	1206	1228	1193
TRIP 800	0,255	0,252	0,250	0,252	1568	1585	1595	1583

Na tabela 9 podem ser vistas as propriedades anisotrópicas dos materiais. O aço com maior capacidade de resistir ao afinamento quando submetido a forças de tração e/ou compressão no plano é o aço TRIP800 com R_m de 0,936 e o menor é o HSLA com R_m de 0,858. Todos os materiais apresentaram anisotropia. O aço HSLA 450 apresentou a menor R e o DP800 a maior variação de anisotropia

planar. Esse parâmetro indica a diferença de comportamento mecânico no plano da chapa. Os materiais com $R (+)$ indicam uma tendência de orelhamento nas direções longitudinal, no caso o aço TRIP, ligeiramente positivo.

Tabela 12 - Fatores de anisotropia plástica dos materiais estudados

Material	R_0	R_{45}	R_{90}	ΔR	R_m
HSLA 450	0,777	0,876	0,903	-0,036	0,858
DP 800	0,682	1,113	0,814	-0,365	0,931
TRIP 800	0,847	0,902	1,092	+0,068	0,936

Nos gráficos abaixo, pode ser visto o comportamento diferente das curvas tensão-deformação dos materiais ensaiados. Na Figura 41 são ilustradas as curvas de engenharia e na Figura 42 as curvas de deformação verdadeiras.

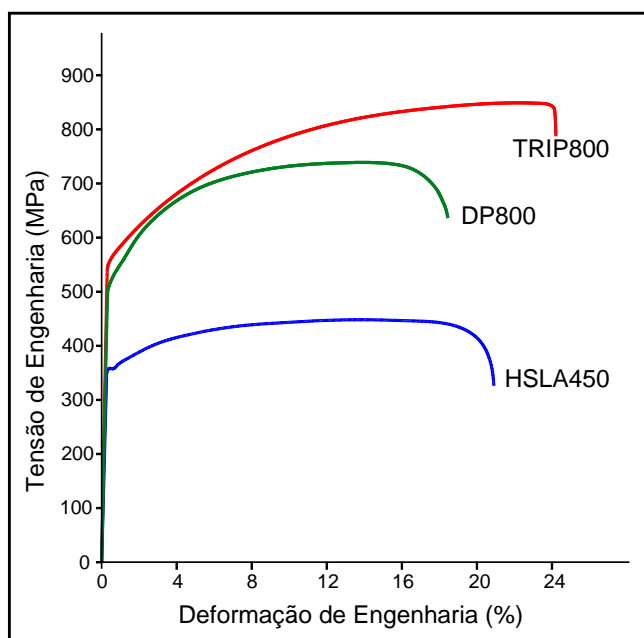


Figura 41 - Curvas tensão x deformação de engenharia dos aços estudados

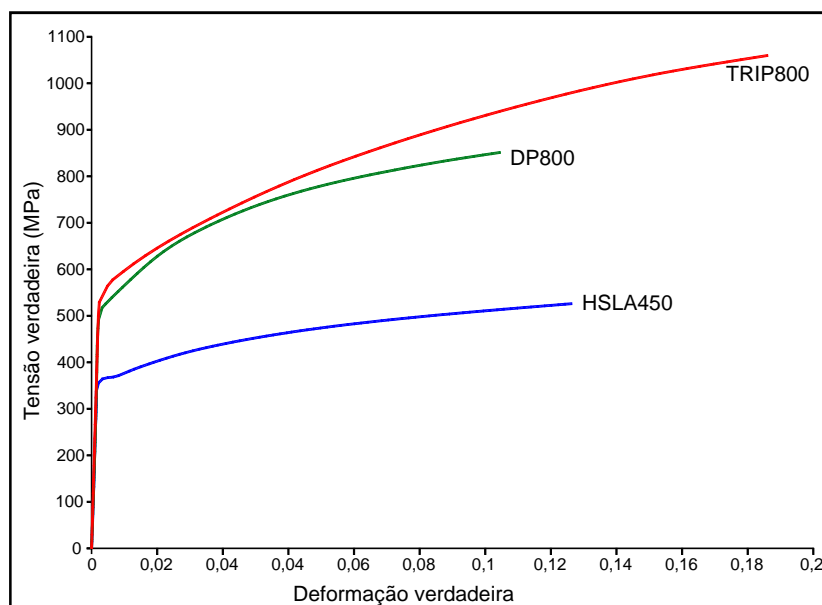


Figura 42 - Curvas tensão x deformação de verdadeira dos aços estudados

4.3 RESULTADOS DOS DOBRAMENTOS

Neste capítulo, são apresentados os principais resultados da tese, estes relacionados aos testes de dobramentos em L em V. Serão apresentadas as tabelas de resultado com os valores de retorno elástico, tabela com as forças máximas durante cada ensaio e as relações entre os aços estudados, DP800, HSLA450 e TRIP800.

Inicialmente, são apresentados os resultados dos dobramentos em L dos aços testados. Nas tabelas 13, 14 e 15, são mostrados os valores medidos de retorno elástico e os valores calculados de fator de retorno elástico (K_s) para cada réplica e também, a média dos resultados para os aços DP800, TRIP800 e HSLA450, respectivamente.

Tabela 13 - Resultados do retorno elástico, dobramento em L de Aço DP800

Entradas	Saídas								
	Réplica (1)		Réplica (2)		Réplica (3)		Média		R/T
Folga = espessura	Retorno (°)	K_s	Retorno (°)	K_s	Retorno (°)	K_s	Retorno (°)	K_s	T=2mm
Raios da Matriz									
5	10,9	0,88	11,1	0,88	10,4	0,88	10,8	0,88	2,50
10	12,6	0,86	12,4	0,86	12,4	0,86	12,5	0,86	5,00
15	13,5	0,85	14,3	0,84	13,8	0,85	13,9	0,85	7,50
20	16,0	0,82	15,9	0,82	15,7	0,83	15,9	0,82	10,00

Tabela 14 - Resultados do retorno elástico, dobramento em L de AçoTRIP 800

Entradas	Saídas								
	Réplica (1)		Réplica (2)		Réplica (3)		Média		R/T
	Folga = espessura								
Raios da Matriz	Retorno (°)	Ks	Retorno (°)	Ks	Retorno (°)	Ks	Retorno (°)	Ks	T=2mm
5	7,7	0,91	7,5	0,92	7,4	0,92	7,6	0,92	2,50
10	10,2	0,89	10,5	0,88	10,0	0,89	10,3	0,89	5,00
15	12,9	0,86	13,3	0,85	13,4	0,85	13,2	0,85	7,50
20	15,9	0,82	16,6	0,82	16,1	0,82	16,2	0,82	10,00

Tabela 15 - Resultados do retorno elástico, dobramento em L de Aço HSLA450

Entradas	Saídas								
	Réplica (1)		Réplica (2)		Réplica (3)		Média		R/T
	Folga = espessura								
Raios da Matriz	Retorno (°)	Ks	Retorno (°)	Ks	Retorno (°)	Ks	Retorno (°)	Ks	T=1,5mm
5	9,7	0,89	9,4	0,90	8,9	0,90	9,4	0,90	3,33
10	11,0	0,88	10,7	0,88	10,6	0,88	10,7	0,88	6,66
15	12,9	0,86	12,5	0,86	12,4	0,86	12,6	0,86	10
20	14,8	0,84	14,5	0,84	14,3	0,84	14,5	0,84	13,33

Com base nos resultados apresentados nas tabelas 13, 14 e 15 é apresentado um gráfico (figura 43) relacionando o retorno elástico (°) pela razão raio/espessura (R/T). O comportamento elástico do aço TRIP 800 chama atenção devido o fato de inicialmente, com menor relação R/T, apresentar menor retorno elástico e com a elevação dessa relação, por exemplo, R/T=10 apresentar maior retorno em comparação com os demais aços testados. Além disso, é importante destacar que em todos os aços testados, quanto menor a razão R/T, menor também os retorno elástico.

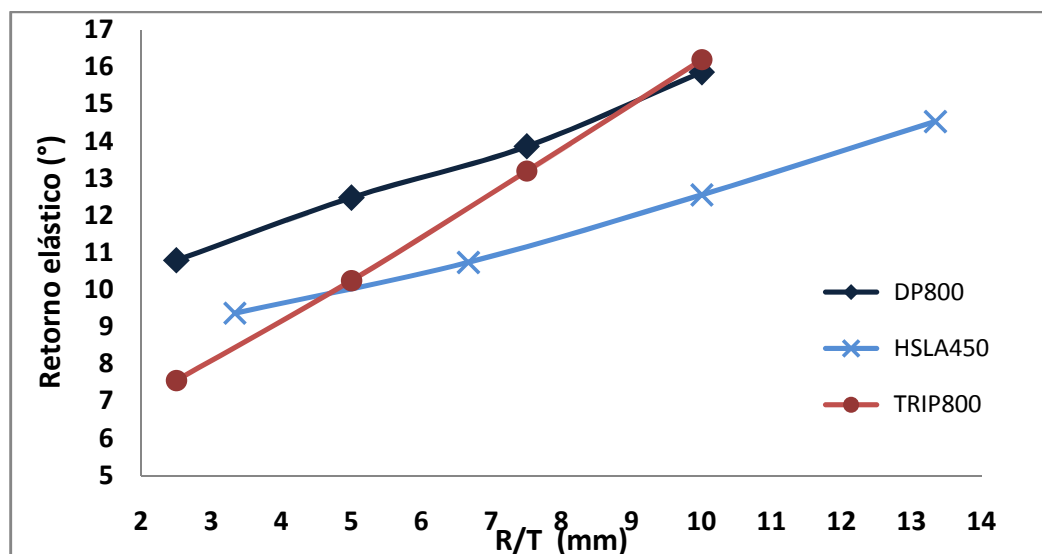


Figura 43 - Retorno elástico em função da relação raio/espessura, Dobramento em “L”

Foi traçado um gráfico relacionando fator de retorno elástico (K_s) por R/T (figura 44), embora traga as mesmas informações do gráfico anterior, nota-se como a relação R/T influencia no fator de retorno elástico (K_s), o objetivo foi obter $K_s=1$, ou seja, sem retorno elástico. Nos dobramentos em L realizados não foi atingido valor de $K_s=1$, em todos os casos as chapas dobradas apresentaram retorno elástico.

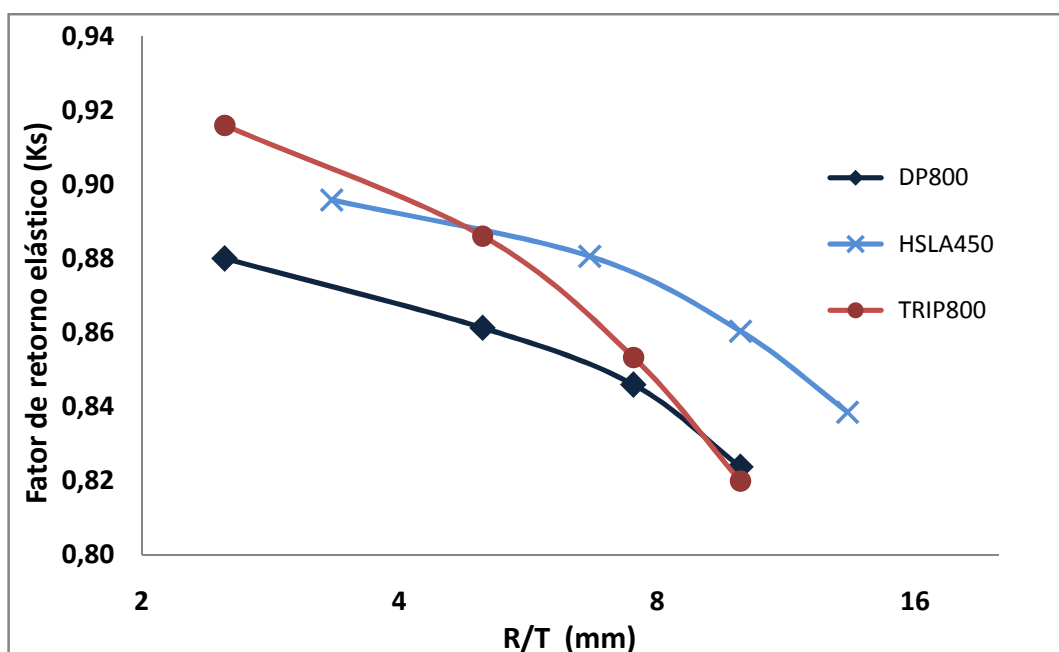


Figura 44 - Fator de retorno elástico em função da relação R/T, dobramento em “L”

Para comparação com os resultados de Kalpakjian (1997), foi traçada a curva do aço TRIP 800, obtido no processo de dobramento em L, figura 45-d na cor laranja. Esta aparece entre as curvas do alumínio 2024-T e aço inoxidável austenítico.

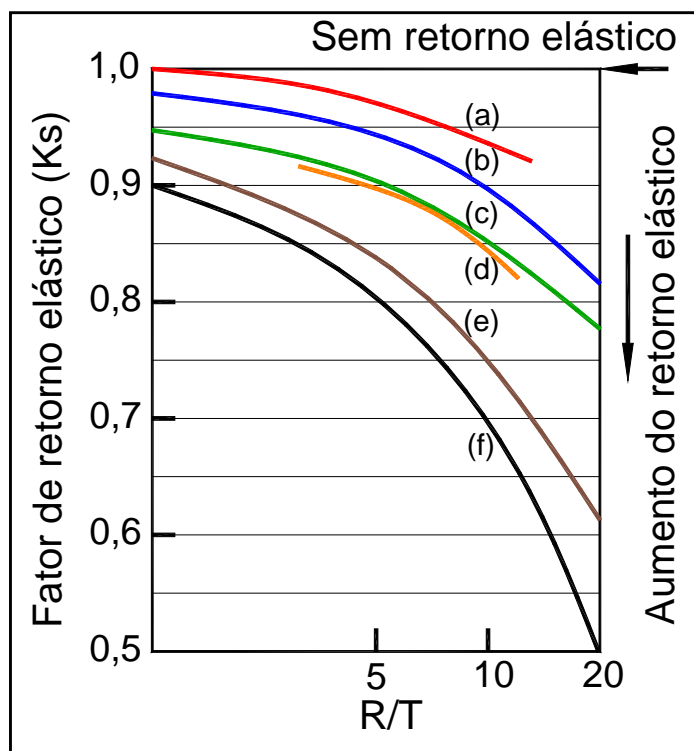


Figura 45 - Fator de retorno elástico, K_s , de diversos Materiais: (a) alumínio 2024-O; (b) aço inoxidável austenítico; (c) alumínio 2024-T; (d) aço TRIP 800 dobrado em L; (e) aço inoxidável austenítico (25% de endurecimento); (f) aço inoxidável austenítico (50% de endurecimento), Adaptado de Kalpakjian (1997).

A observação da força durante o processo de dobramento em L foi realizado na máquina universal de ensaio, com a utilização do módulo de compressão da mesma. Foi medida a força e o deslocamento durante o ensaio. Nas figuras 46 a 48 são mostradas as curvas de força em relação ao deslocamento do punção no dobramento em L. É possível observar em todas as curvas um pico de força ficou próximo da região final de dobra, tangente inferior do raio da matriz.

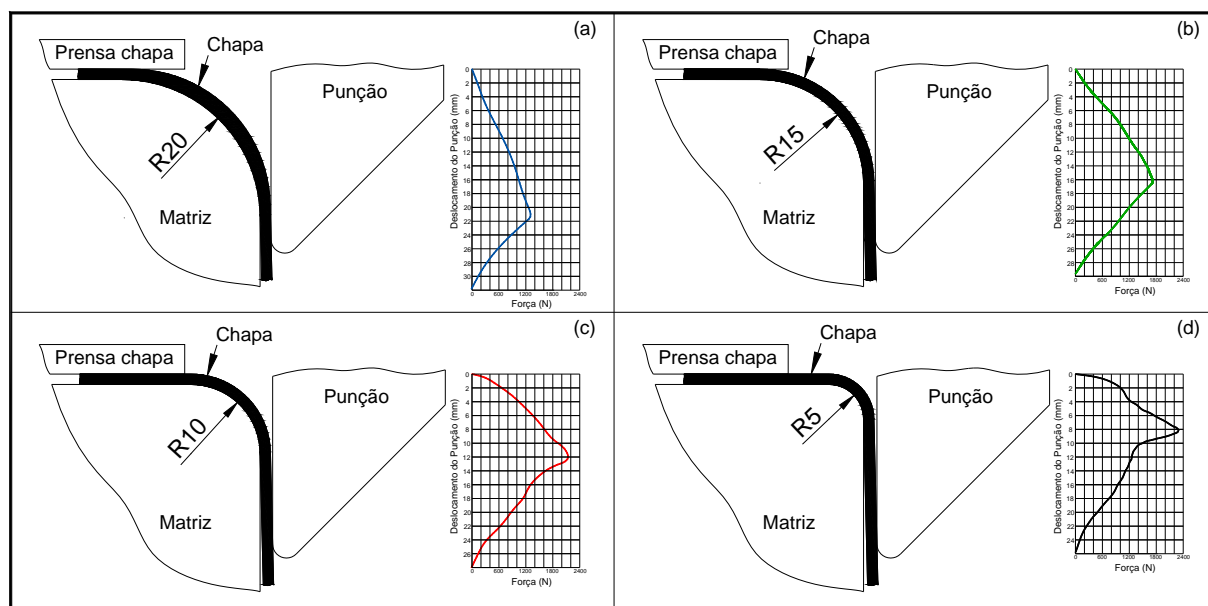


Figura 46 - Dobramento em L com curvaturas de (a) $R = 20\text{mm}$, (b) $R = 15\text{mm}$, (c) $R = 10\text{mm}$, (d) $R = 5\text{mm}$; chapa de aço DP800 com largura de 12mm e $T=2\text{mm}$

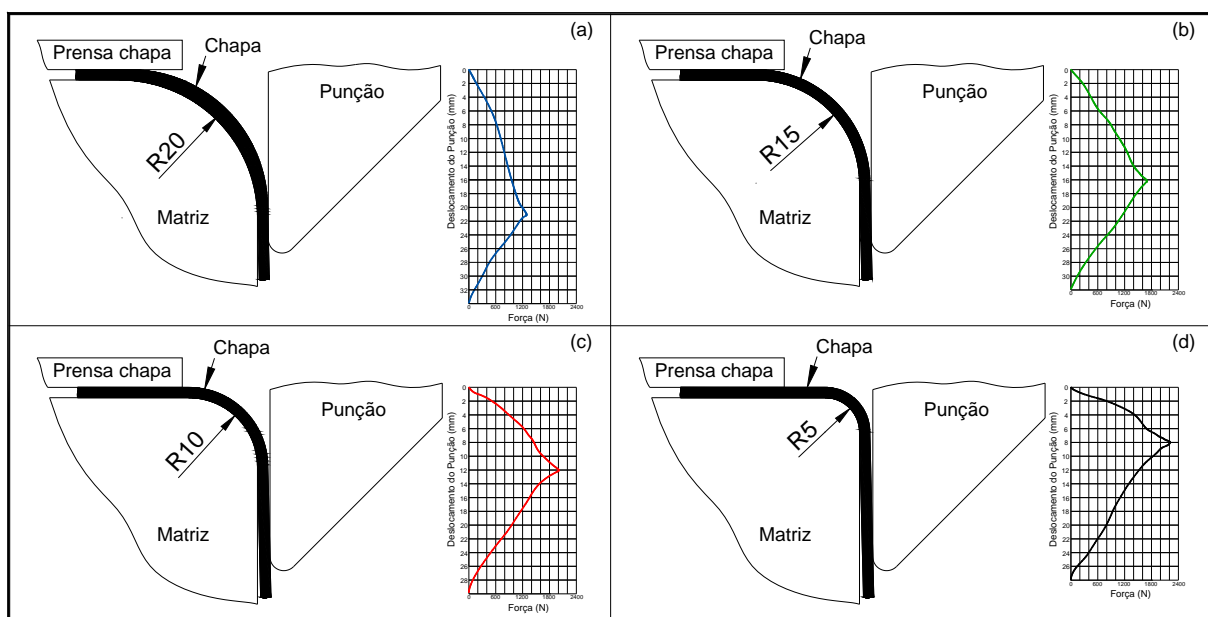


Figura 47 - Dobramento em L com curvaturas de (a) $R = 20\text{mm}$, (b) $R = 15\text{mm}$, (c) $R = 10\text{mm}$, (d) $R = 5\text{mm}$; chapa de aço TRIP800 com largura de 12mm e $T=2\text{mm}$

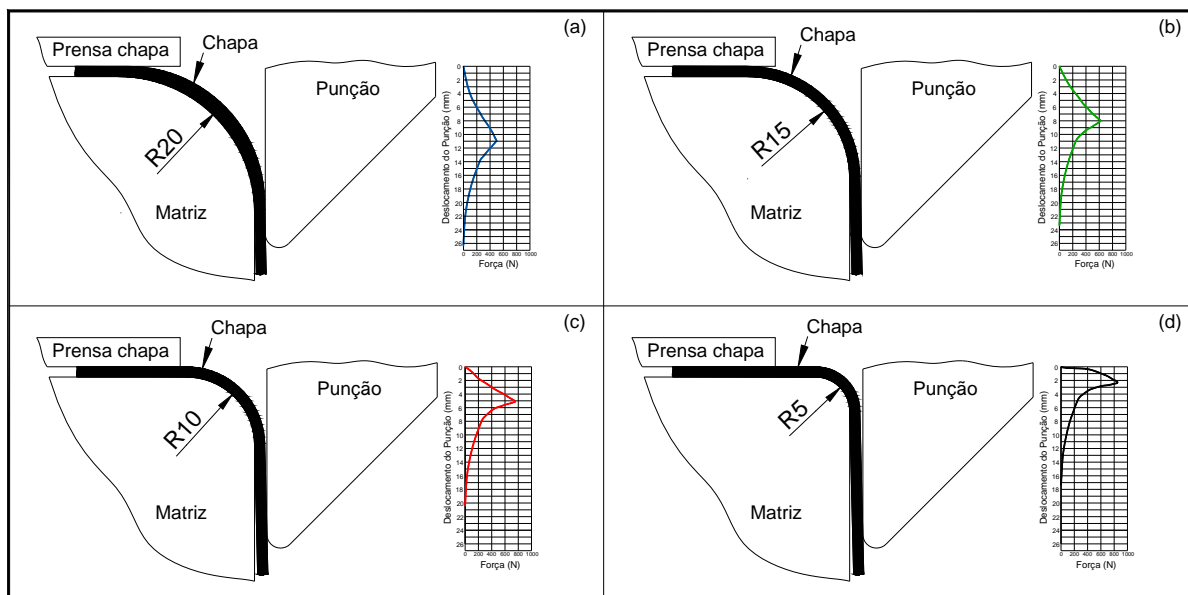


Figura 48 - Dobramento em L com curvaturas de (a) $R = 20\text{mm}$, (b) $R = 15\text{mm}$, (c) $R = 10\text{mm}$, (d) $R = 5\text{mm}$; chapa de aço HSLA450 com largura de 12mm e $T=1,5\text{mm}$

Para comparação, foram agrupadas as curvas referentes às forças de dobramento para cada aço testado, figuras 49 a 51. É possível observar que os picos de força foram maiores quanto menor o raio da matriz. Nas tabelas 16 a 18 são apresentadas as forças máximas medidas durante o ensaio de dobramento em L de cada aço.

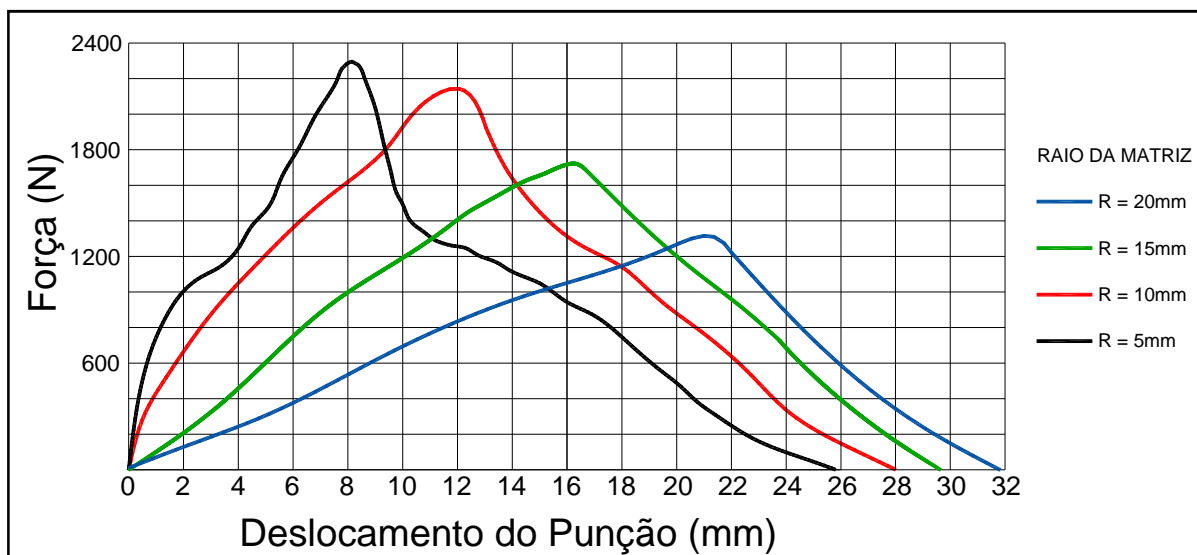


Figura 49 - Dobramento em L, chapa de aço DP800 com largura de 12mm e $T=2\text{mm}$

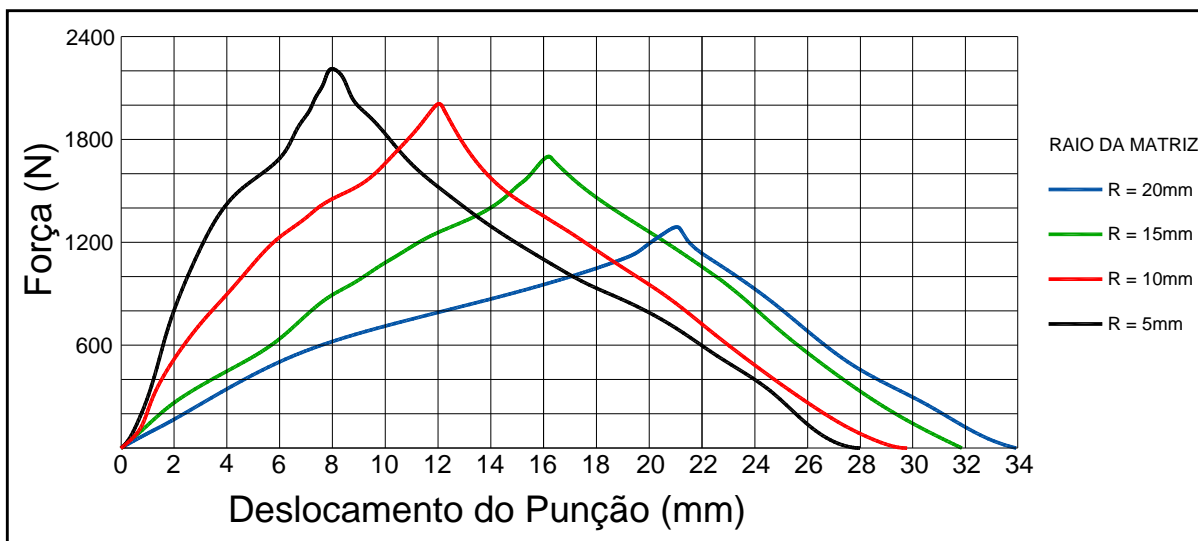


Figura 50 - Dobramento em L, chapa de aço TRIP com largura de 12mm e T=2mm

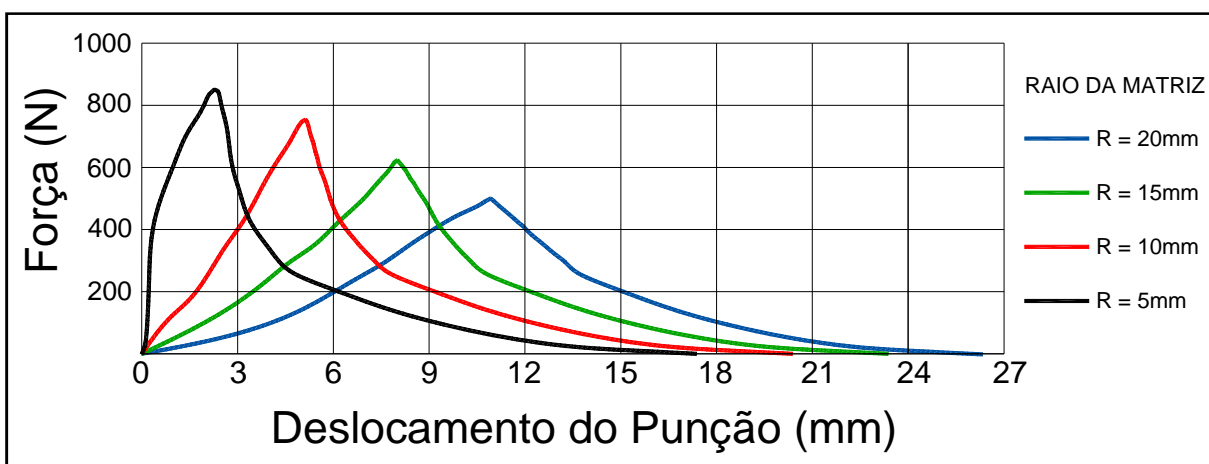


Figura 51 - Dobramento em L, chapa de aço HSLA com largura de 12mm e T=1,5mm

Tabela 16 - Força máxima medida durante o processo de dobramento em L - Aço DP800

Entradas Folga = T	Força Máxima no Processo (N)			
Raios da Matriz	Réplica (1)	Réplica (2)	Réplica (3)	Média
5	2286	2259	2295	2341
10	2108	2131	2143	2189
15	1705	1694	1725	1775
20	1345	1296	1309	1286

Tabela 17 - Força máxima medida durante o processo de dobramento em L - Aço TRIP800

Entradas Folga = T	Força Máxima no Processo (N)			
Raios da Matriz	Réplica (1)	Réplica (2)	Réplica (3)	Média
5	2254	2134	2070	2152
10	2095	1986	1947	2009
15	1689	1725	1692	1702
20	1356	1286	1234	1292

Tabela 18 - Força máxima medida durante o processo de dobramento em L - Aço HSLA450

Entradas Folga = T	Força Máxima no Processo (N)			
Raios da Matriz	Réplica (1)	Réplica (2)	Réplica (3)	Média
5	829	802	795	809
10	762	763	740	755
15	614	615	640	623
20	475	489	455	473

Nas figuras 52 a 54 são ilustrados gráficos com os resultados apresentados nas tabelas 16 a 18. Nessas figuras foram traçadas curvas de tendência e estabelecida uma relação polinomial entre a força máxima de dobra e raio da matriz, ficando evidente a redução da força de dobramento com o aumento do raio da matriz.

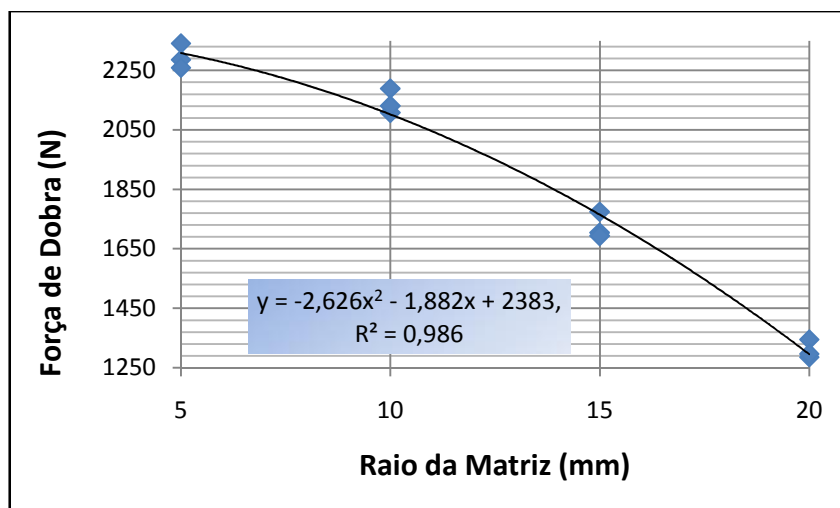


Figura 52 - Força de dobra x Raio da Matriz, Processo de dobramento em “L” de chapa de aço DP 800, com largura de 12mm e espessura de 2mm, folga de 2mm

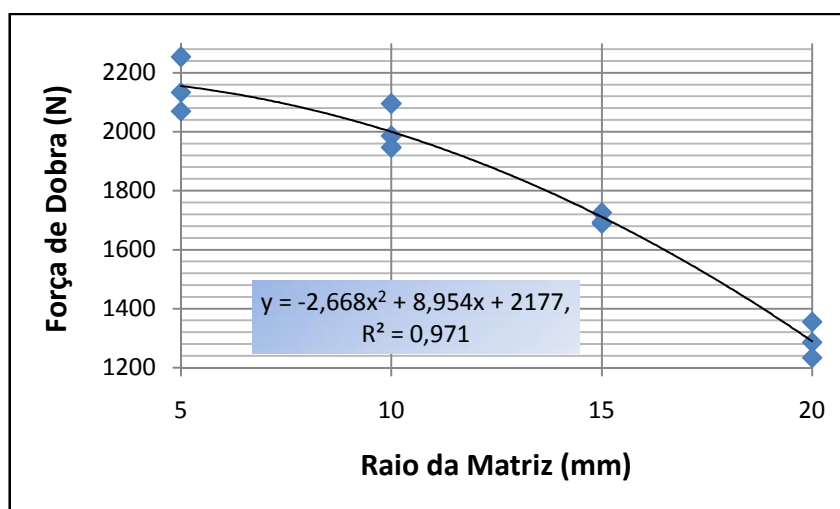


Figura 53 - Força de dobra x Raio da Matriz, Processo de dobramento em “L” de chapa de aço TRIP 800, com largura de 12mm e espessura de 2mm, folga de 2mm

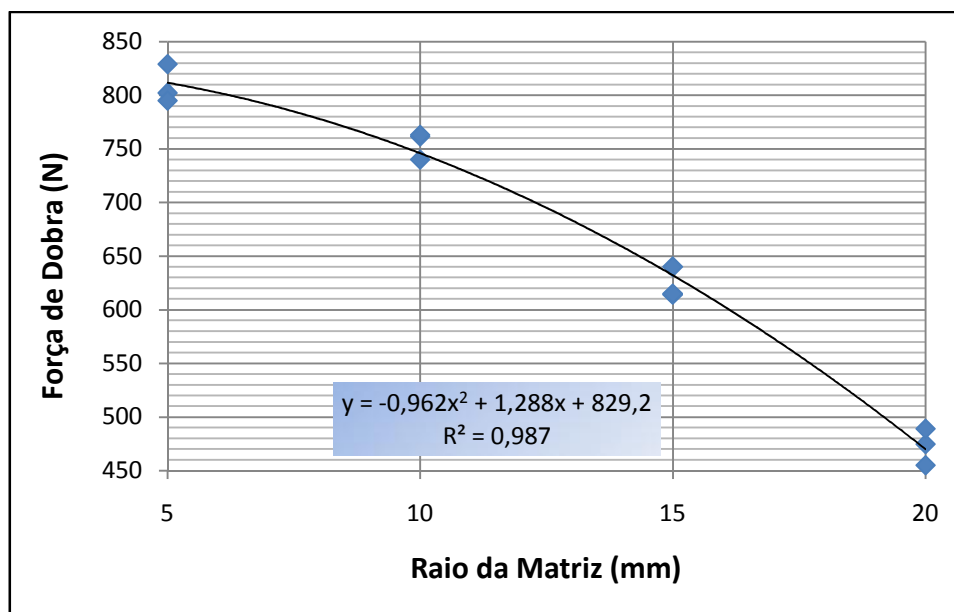


Figura 54 - Força de dobra x Raio da Matriz, Processo de dobramento em “L” de chapa de aço HSLA, com largura de 12mm e espessura de 1,5mm, folga de 1,5mm

Nas figuras 55 a 57 são apresentadas as relações entre as forças medidas durante o dobramento e retorno elástico para os aços DP800, TRIP800 e HSLA450, respectivamente. Em todos os casos, quanto maior a força de dobra foi observado menor retorno elástico. Em todos os gráficos foi traçada uma curva de tendência, possibilitando uma relação polinomial entre retorno elástico e força de dobra.

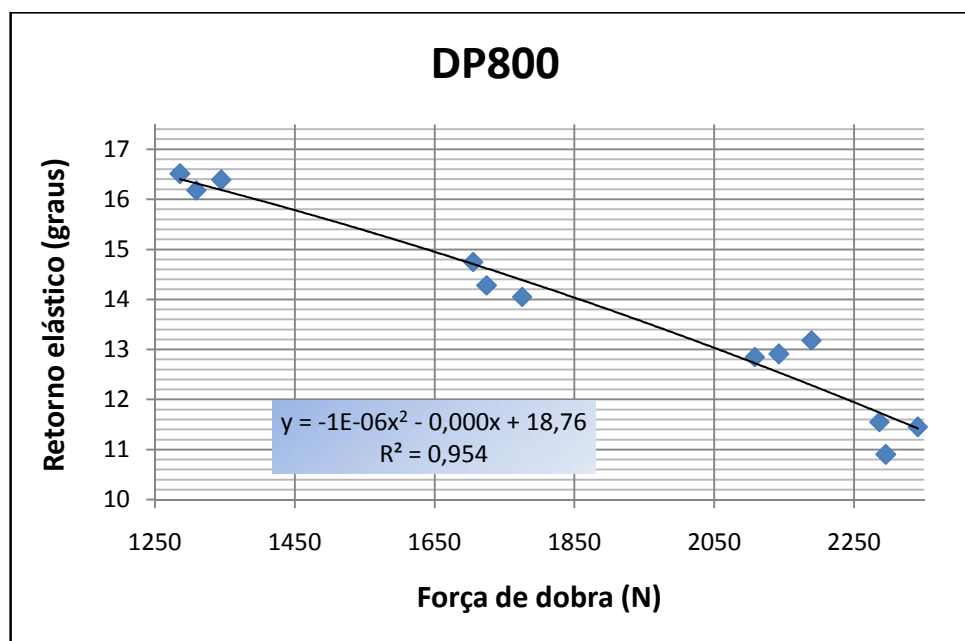


Figura 55 - Retorno elástico em função da força de dobra, dobramento em L de aço DP800

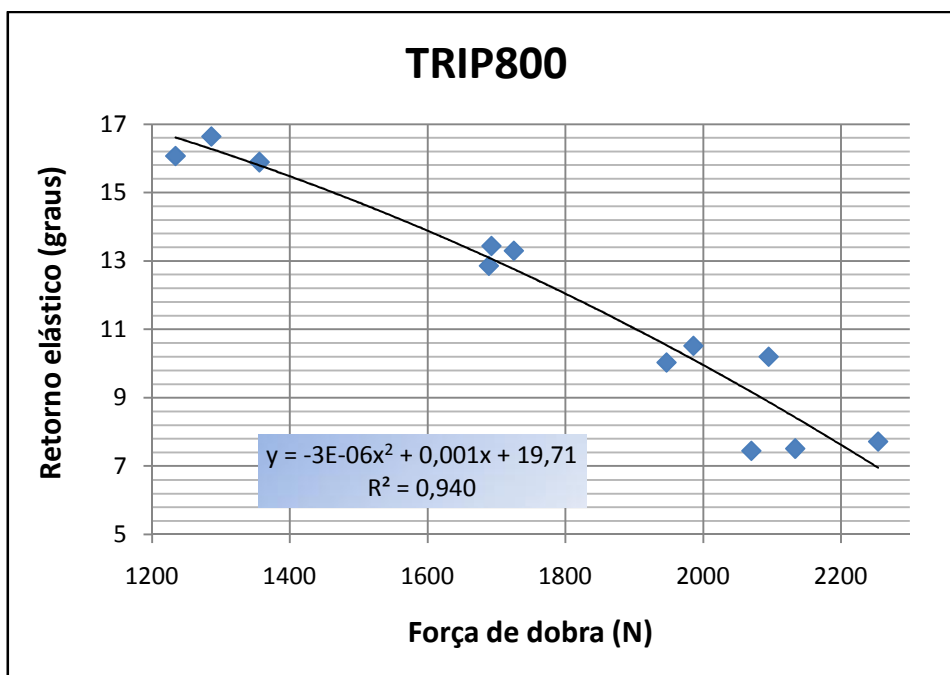


Figura 56 - Retorno elástico em função da força de dobra, dobramento em L de aço TRIP800

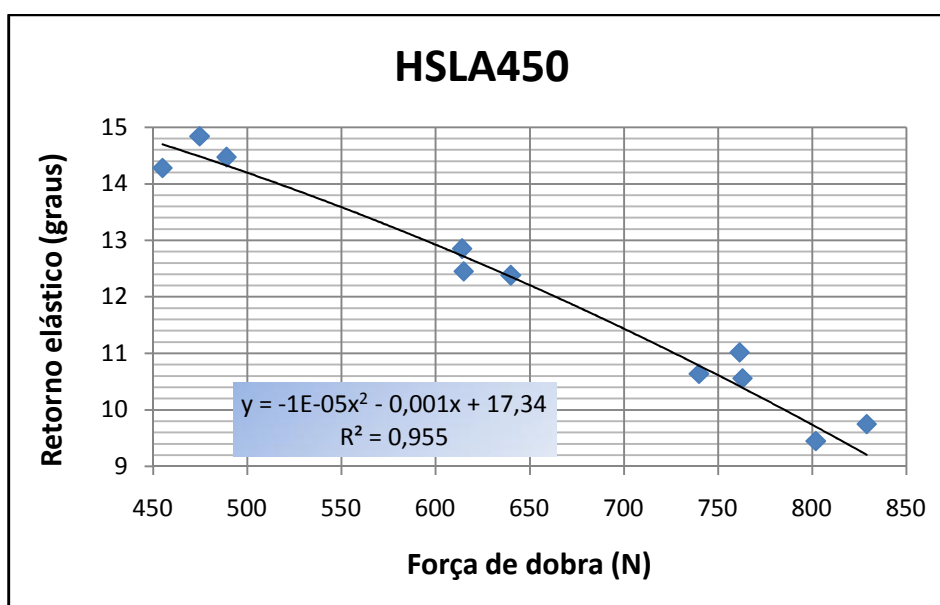


Figura 57 - Retorno elástico em função da força de dobra, dobramento em L de aço HSLA450

Os próximos resultados são relacionados ao dobramento em V. foram aplicadas diferentes força pós-dobra objetivando o controle do retorno elástico. Na figura 58 são mostradas as chapas de aço TRIP800 dobradas pelo processo de dobramento em V (90°), com força pós dobra aplicada na largura da chapa de 600N/mm e raios de dobramento de 10mm, 5mm, 2.5mm e punção sem raio. É possível notar em (A) ângulo da chapa dobrada maior que 90°, ou seja, com retorno elástico e em (D) ângulo de dobra menor que 90° com avanço elástico.

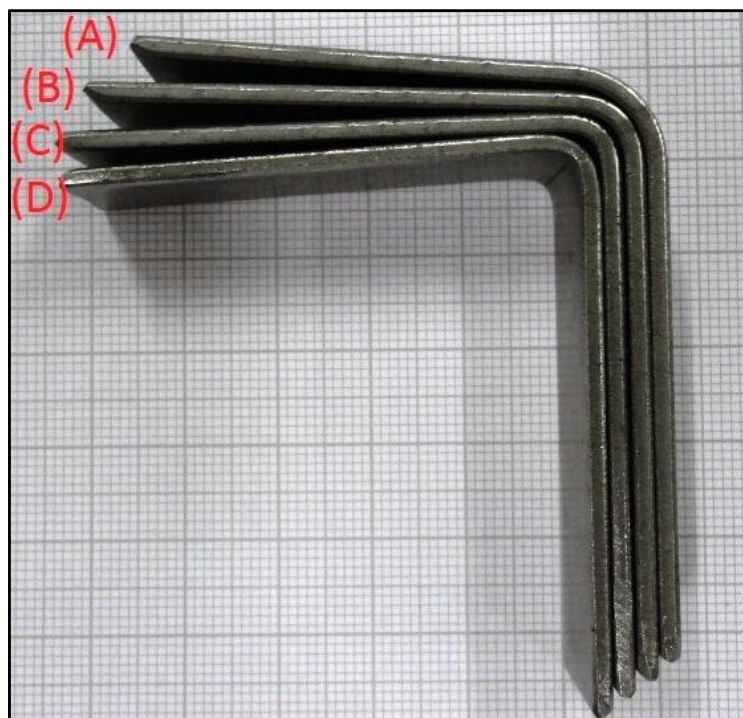


Figura 58 - Chapas de aço TRIP800, dobradas pelo processo de dobramento em V, com força pós dobra de 8000N. (A) Raio=10mm; (B) Raio=5mm; (C) Raio=2,5mm e (D) Punção sem raio

Na figura 59 são mostradas as chapas de aço TRIP 800 dobradas pelo processo de dobramento em V (90°), com raio de dobramento de 2,5mm (A, B e C) e punção sem raio (D, E e F). Apenas variando as forças pós dobra (3 forças diferentes) é possível observar que no dobramento com punção sem raio teve uma variação maior de retorno elástico quando comparado com punção com raio 2,5mm.

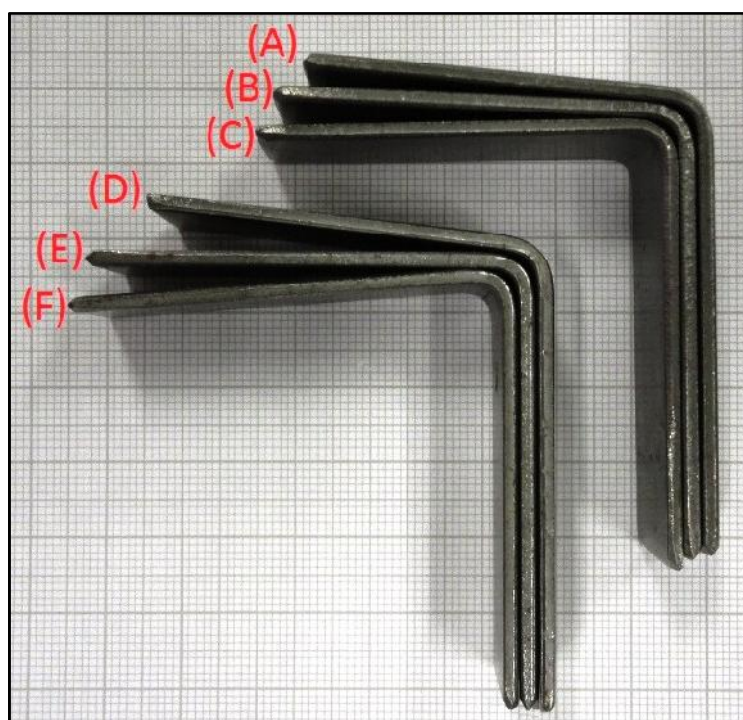


Figura 59 - Dobramento em V de aço TRIP800. (A) R=2,5 e F=2500N; (B) R=2,5 e F=5000N; (C) R=2,5 e F=8000N; (D) Sem raio e F=2500N; (E) Sem raio e F=5000N; (F) Sem raio e F=8000N.

Nas tabelas 19, 20 e 21 são apresentados os resultados dos dobramentos em V (90°) dos aços DP800, TRIP800 e HSLA450 respectivamente. Foram medidos os valores de retorno elástico e calculados os valores de fator de retorno elástico (Ks) para cada réplica e também, a média dos resultados. Após apresentação das tabelas com os resultados, são apresentados para cada aço gráficos relacionando retorno elástico, raios de dobramento e força pós dobra.

Tabela 19 - Resultados dos dobramentos em V do aço DP800

Entradas		Saída								
Dobramento em V		Réplica (1)		Réplica (2)		Réplica (3)		Média		R/T
Força/largura (N/mm)	Raio (mm)	Retorno (°)	Ks	Retorno (°)	Ks	Retorno (°)	Ks	Retorno (°)	Ks	T=2mm
190,59	10	7,4	0,9179	8,1	0,9102	7,7	0,915	7,7	0,9143	5
301,89	10	5,9	0,9346	6,6	0,9265	6,0	0,9331	6,2	0,9314	5
466,84	10	5,1	0,9434	5,3	0,9411	5,2	0,9417	5,2	0,9421	5
204,53	5	5,4	0,9405	4,9	0,9454	6,5	0,9273	5,6	0,9377	2,5
300,74	5	3,5	0,9606	4,3	0,9517	4,0	0,9559	4,0	0,9561	2,5
466,35	5	2,6	0,9717	2,9	0,9679	3,3	0,9628	2,9	0,9675	2,5
195,65	2,5	3,9	0,9570	4,0	0,9555	4,9	0,9456	4,3	0,9527	1,25
290,6	2,5	2,7	0,9702	1,9	0,9786	3,0	0,9664	2,5	0,9718	1,25
449,31	2,5	0,3	0,9965	0,0	0,9996	0,7	0,9922	0,4	0,9961	1,25
194,63	0	3,1	0,9657	3,8	0,9573	2,5	0,9726	3,1	0,9652	0
273,4	0	0,03	0,9996	0,7	0,9925	-0,3	1,0035	0,1	0,9985	0
445,71	0	-2,7	1,0300	-2,5	1,0282	-2,9	1,0319	-2,7	1,0300	0

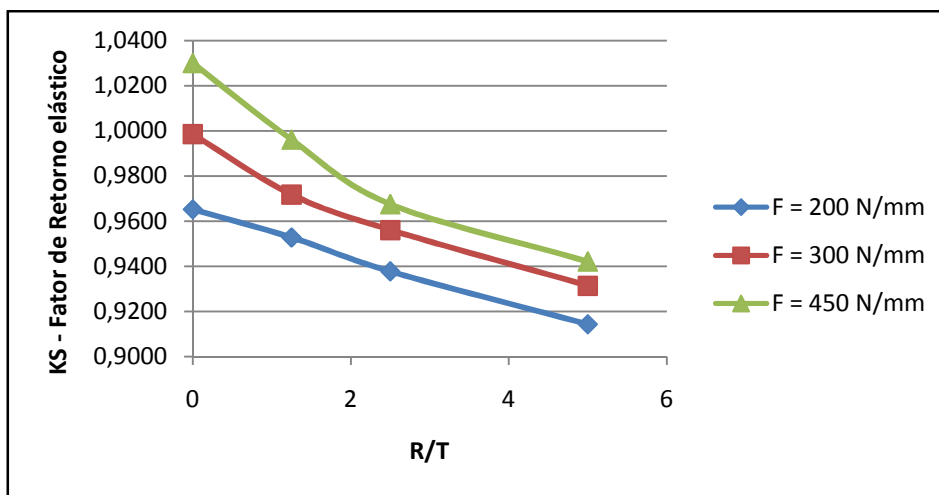
Tabela 20 - Resultados dos dobramentos em V do aço TRIP800

Entradas		Saída								
Dobramento em V		Réplica (1)		Réplica (2)		Réplica (3)		Média		R/T
Força/largura (N/mm)	Raio (mm)	Retorno (°)	Ks	Retorno (°)	Ks	Retorno (°)	Ks	Retorno (°)	Ks	T=2mm
171,15	10	9,5	0,8949	9,5	0,8943	8,0	0,9109	9,0	0,9000	5
385,09	10	6,4	0,9294	6,6	0,9265	6,7	0,9254	6,6	0,9271	5
616,45	10	4,1	0,954	5,1	0,943	5,3	0,9413	4,9	0,9461	5
170,51	5	6,6	0,9268	7,1	0,9215	7,8	0,9137	7,1	0,9207	2,5
371,14	5	4,8	0,9469	4,6	0,949	5,3	0,9415	4,9	0,9458	2,5
602,72	5	3,3	0,9629	2,2	0,976	1,9	0,9786	2,5	0,9725	2,5
173,63	2,5	6,1	0,9325	5,6	0,9372	6,0	0,9334	5,9	0,9344	1,25
344,71	2,5	3,1	0,9656	3,1	0,9659	3,3	0,9633	3,2	0,9649	1,25
587,2	2,5	-0,3	1,0037	-1,0	1,011	-2,2	1,0248	-1,2	1,0132	1,25
175,54	0	5,3	0,941	5,4	0,9402	5,3	0,9413	5,3	0,9408	0
343,65	0	2,1	0,9763	2,3	0,9746	1,9	0,9793	2,1	0,9768	0
565,63	0	-3,9	1,0429	-3,3	1,037	-4,0	1,0442	-3,7	1,0414	0

Tabela 21 - Resultados dos dobramentos em V do aço HSLA450

Entradas		Saída								
Dobramento em V		Réplica (1)		Réplica (2)		Réplica (3)		Média		R/T
Força/largura (N/mm)	Raio (mm)	Retorno (°)	Ks	Retorno (°)	Ks	Retorno (°)	Ks	Retorno (°)	Ks	T=1,5mm
54,78	10	6,7	0,9256	6,1	0,9326	6,3	0,9298	6,4	0,9293	6,67
176	10	4,2	0,9539	4,1	0,9548	4,1	0,9546	4,1	0,9544	6,67
321,47	10	2,3	0,975	2,9	0,9683	3,1	0,9659	2,7	0,9697	6,67
59,31	5	4,9	0,9461	4,7	0,9476	4,9	0,9452	4,8	0,9463	3,33
163,08	5	2,2	0,9758	2,6	0,9708	2,4	0,9739	2,4	0,9735	3,33
328,52	5	1,3	0,9858	1,5	0,9836	1,4	0,9846	1,4	0,9847	3,33
57,88	2,5	4,3	0,9521	4,2	0,9535	4,2	0,9533	4,2	0,9530	1,67
144,54	2,5	0,5	0,9939	-0,3	1,0038	0,2	0,9975	0,1	0,9984	1,67
283,55	2,5	-1,1	1,0127	-1,9	1,0213	-1,3	1,0147	-1,5	1,0162	1,67
59,73	0	3,4	0,9626	3,6	0,9603	3,4	0,9619	3,5	0,9616	0
143,62	0	-2,0	1,0219	-2,7	1,0304	-2,1	1,0236	-2,3	1,0253	0
276,59	0	-5,9	1,0656	-5,1	1,0564	-5,5	1,0606	-5,5	1,0608	0

Na figura 60 são apresentadas as curvas das diferentes forças utilizadas entre as relações R/T e Ks no dobramento em V do aço DP800. É possível notar que quando utilizado valor de força de 450 N/mm a curva cruzou a marca de K=1, nesse caso, a tira dobrada não apresentou retorno elástico.

**Figura 60 - Relação Ks vs. R/T, dobramento do aço DP800**

Na figura 61 é mostrada uma superfície entre força pós dobra, Ks e R/T. Na faixa em vermelho é observado Ks=1, ou seja, região objetivo dos estudos, sem retorno elástico.

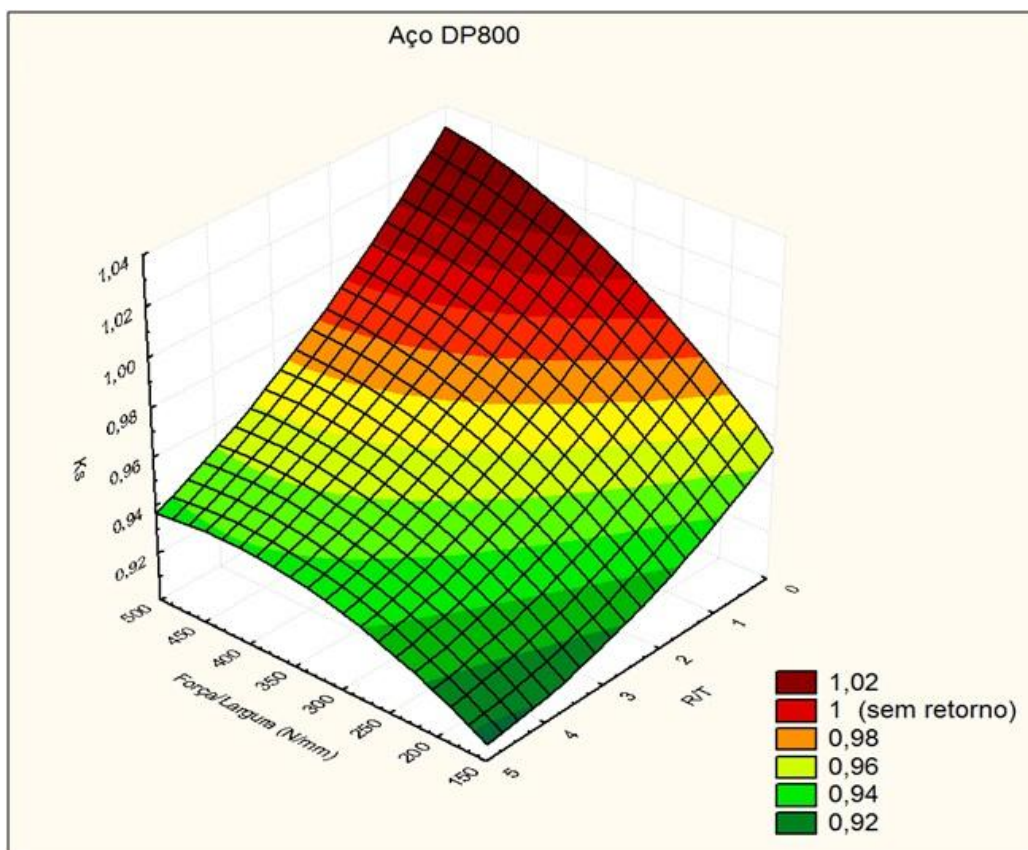


Figura 61 - Ks vs. R/T vs. força pós dobra/largura da chapa, dobramento em V de aço DP800

Na figura 62 são mostradas as curvas das diferentes forças pós dobra para o aço TRIP800. Foram relacionados Ks e R/T. Da mesma forma como ocorreu com o aço DP800, foi observado que a curva com a maior carga aplicada cruzou Ks=1 e apresentou avanço elástico.

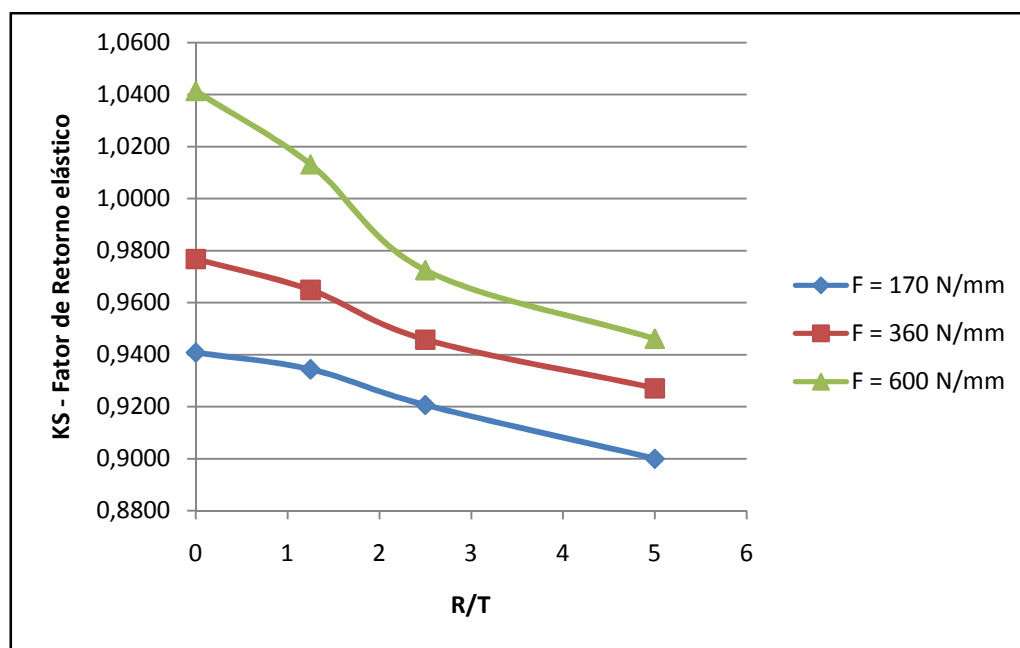


Figura 62 - Relação Ks vs. R/T, dobramento do aço TRIP 800

Igualmente apresentado para o aço DP800, na figura 63 é exibida uma superfície relacionando força pós dobra, K_s e R/T , para o aço TRIP800.

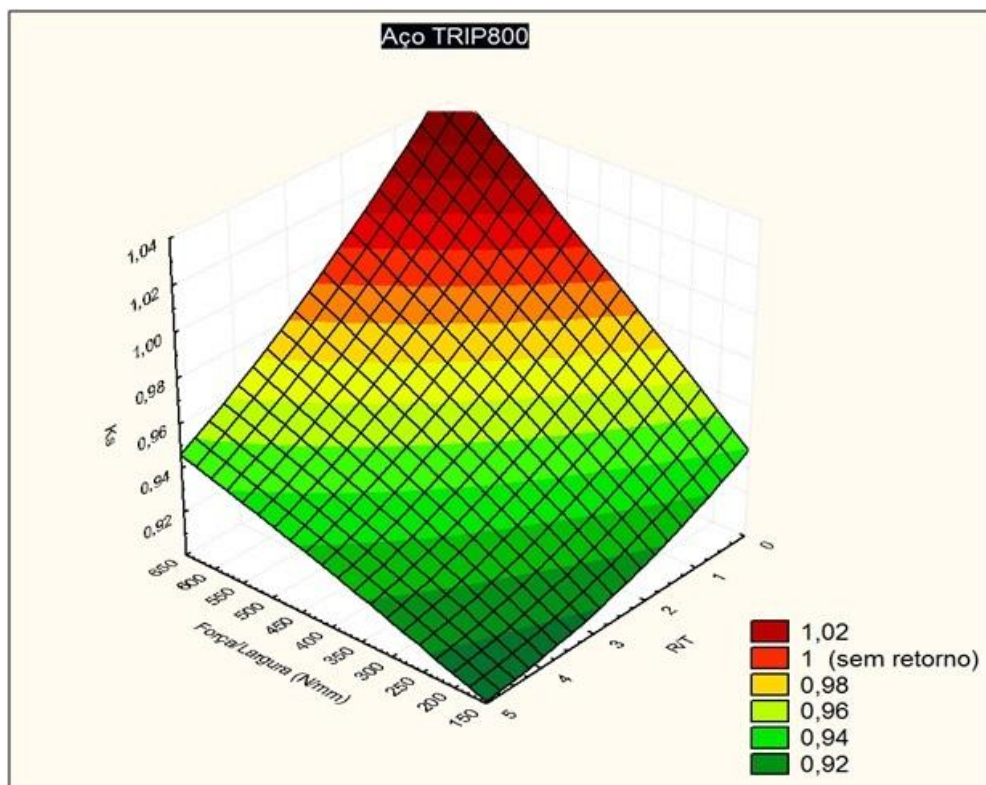


Figura 63 - K_s vs. R/T vs. força pós dobra/largura da chapa, de dobramento em V, aço TRIP 800

Na figura 64 é possível verificar a diferença no comportamento elástico entre os aços TRIP800 e DP800. Em todos os casos houve uma diferença no comportamento elástico desses aços. Para o aço TRIP, possivelmente essa diferença se deva ao efeito da plasticidade induzida pela transformação. Quando submetidos a forças maiores e/ou raios de dobramentos menores houve avanço elástico, figuras 64(a) e 64(b).

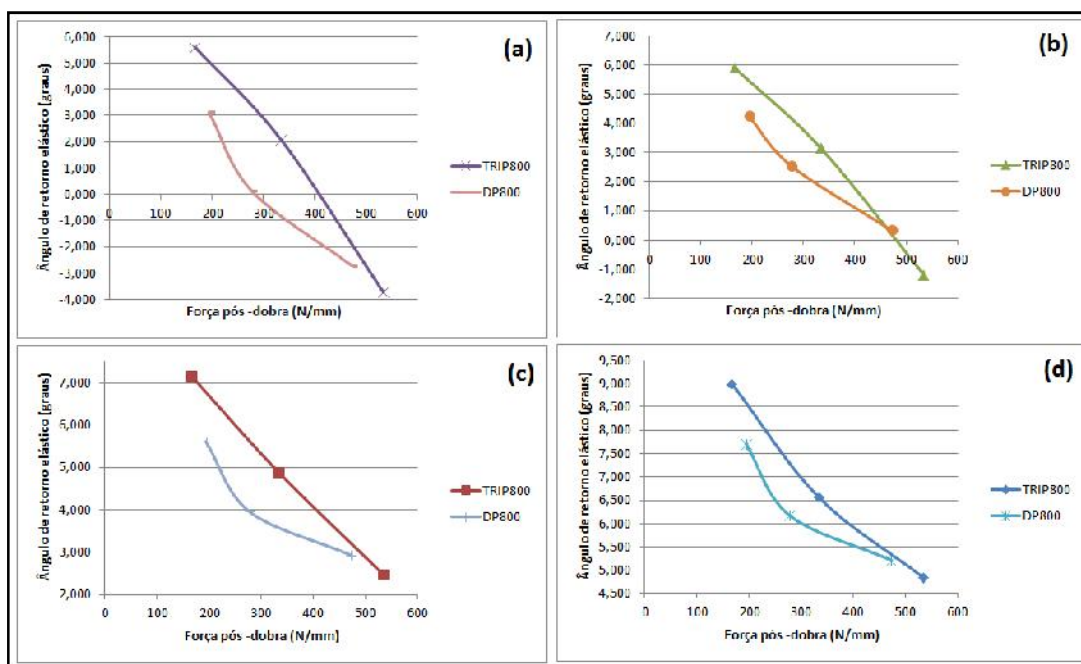


Figura 64 - Dobramento em “V” – Relação Ângulo de retorno elástico com Força pós dobra. (a) sem raio de dobra; (b) Raio de dobra=2,5mm; (c) Raio de dobra=5mm; (d) Raio de dobra 10mm.

Na figura 65 são mostradas as curvas das diferentes forças pós dobra para o aço HSLA450 no gráfico onde são relacionados K_s vs. R/T .

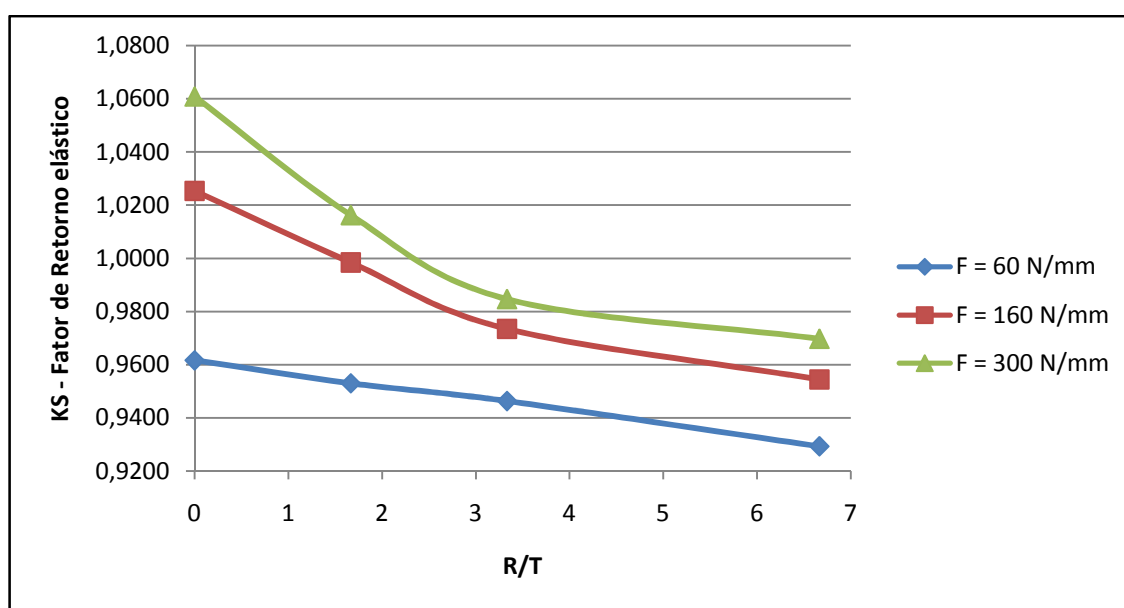


Figura 65 - Relação K_s vs. R/T , dobramento do aço HSLA450

Na figura 66 é exibida uma superfície relacionando força pós dobra, K_s e R/T , para o aço HSLA, aqui pode ser observada uma faixa maior de $K_s=1$ em amarelo (sem retorno elástico) quando comparado com os aços DP800 e TRIP800.

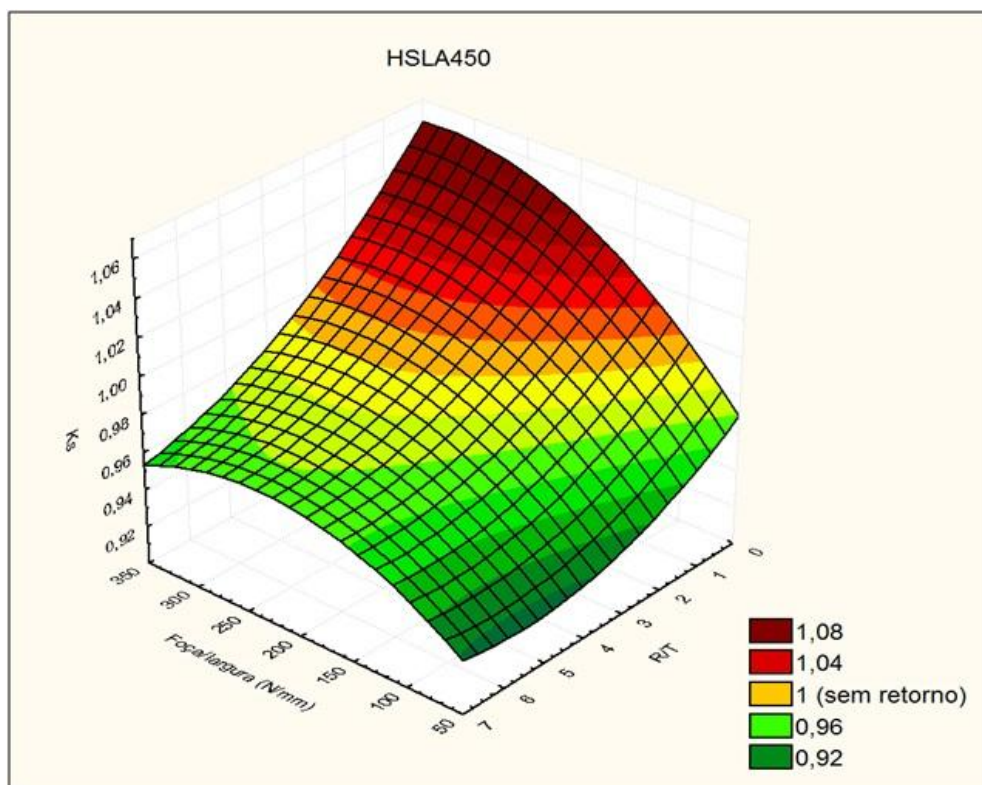


Figura 66 - K_s vs. R/T vs. força pós dobra/largura da chapa, de dobramento em V, aço HSLA450

A figura 67 é possível verificar diferença no comportamento elástico entre os aços TRIP800 e HSLA450. Em todos os casos houve uma diferença no comportamento elástico desses aços.

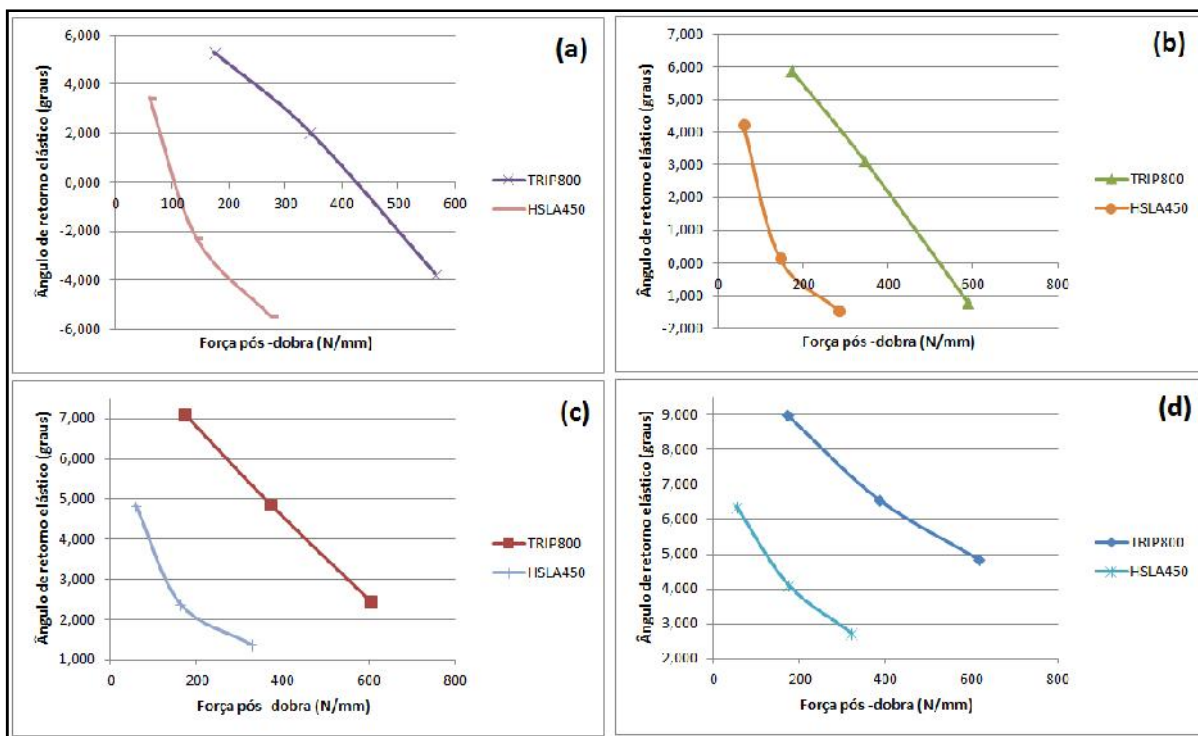


Figura 67 - Dobramento em "V" – Relação Força pós dobra com Ângulo de retorno elástico. (a) sem raio de dobra; (b) Raio de dobra=2,5mm; (c) Raio de dobra=5mm; (d) Raio de dobra 10mm.

As figuras 68 a 72 referem-se ao levantamento da curva de força em relação ao deslocamento do punção para o aço HSLA450. Para cada raio de punção foram medidas as forças e traçada uma curva em função do deslocamento do punção. Na figura 69 as forças máximas medidas foram de 1041, 3344 e 6108N, esses valores foram medidos no final de cada ensaio e depois tirada a média entre as forças das três réplicas. Embora, os valores de forças ajustados para interrupção dos testes tenham sido 50, 160 e 300 N/mm da largura da chapa, o que corresponde à 1000, 3200 e 6000N para uma chapa com 20mm largura, os valores medidos foram ligeiramente maiores. O que pode explicar a diferença entre o valor teórico ajustado no software Tesc e o valor medido, é a própria inércia do processo, pois atingido o limite de força o punção ainda continua pressionando a chapa na região da dobra.

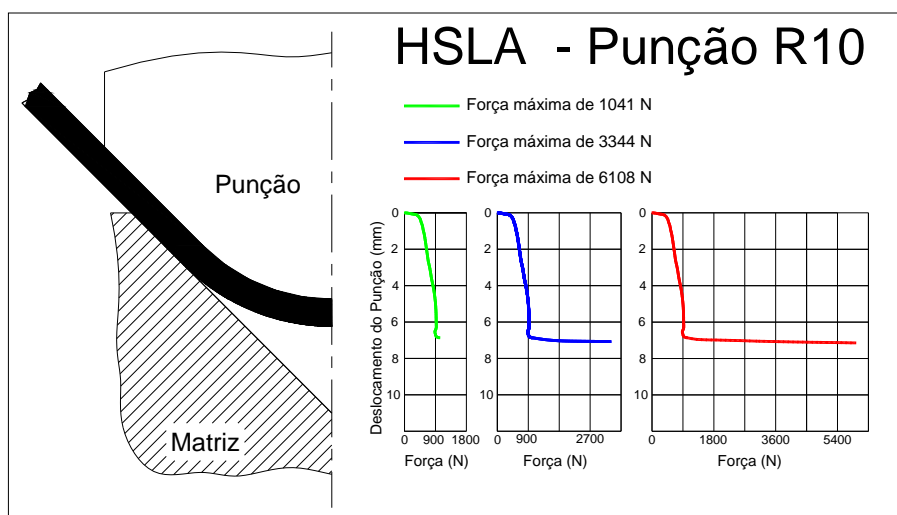


Figura 68 - Dobramento em V, Raio de 10mm, chapa de aço HSLA450 com largura de 20mm T=1,5mm

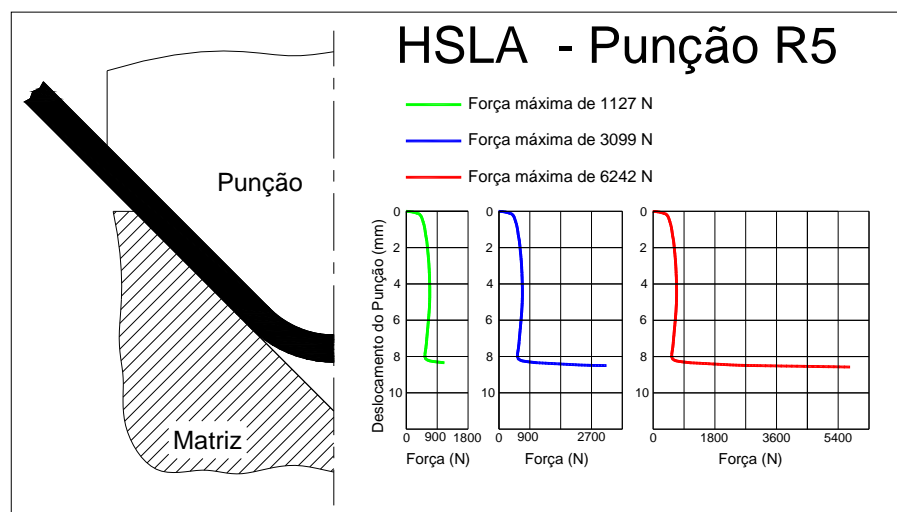


Figura 69 - Dobramento em V, Raio de 5mm, chapa de aço HSLA450 com largura de 20mm T=1,5mm

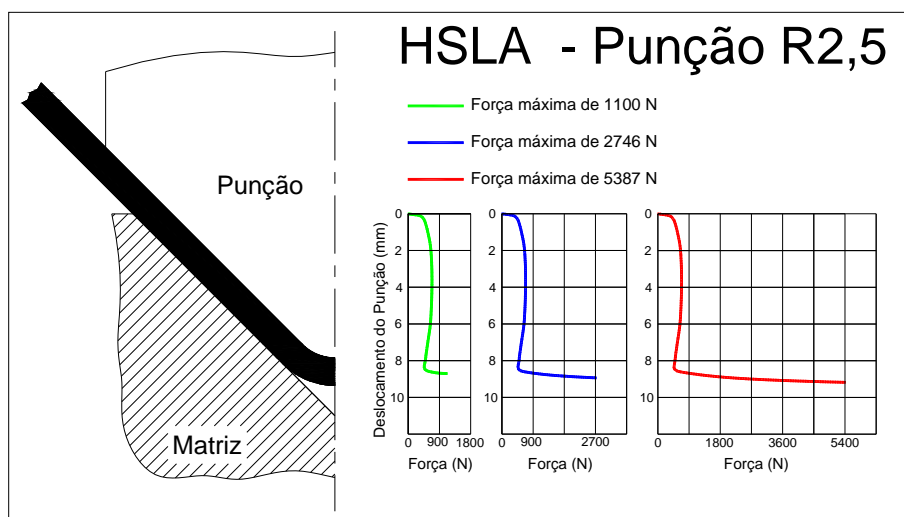


Figura 70 - Dobramento em V, Raio de 2,5mm, chapa de aço HSLA450 com largura de 20mm e T=1,5mm

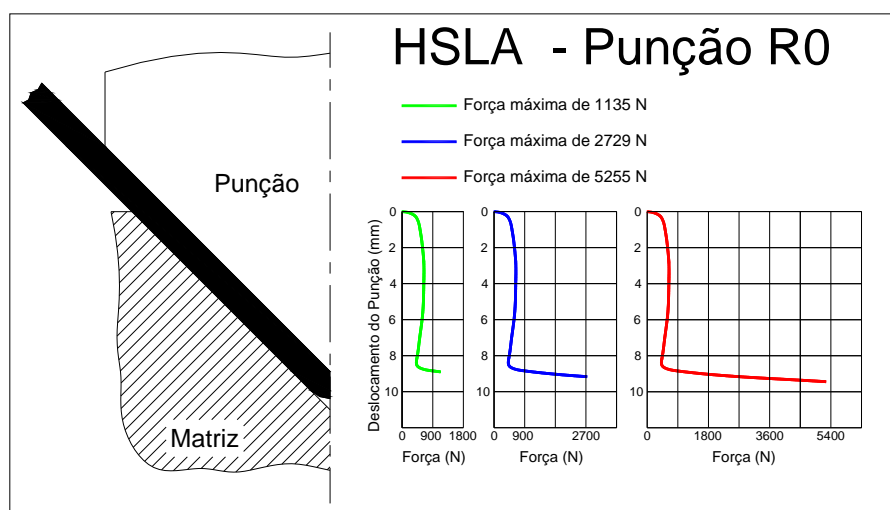


Figura 71 - Dobramento em V, Punção sem raio, chapa de aço HSLA450 com largura de 20mm e T=1,5mm

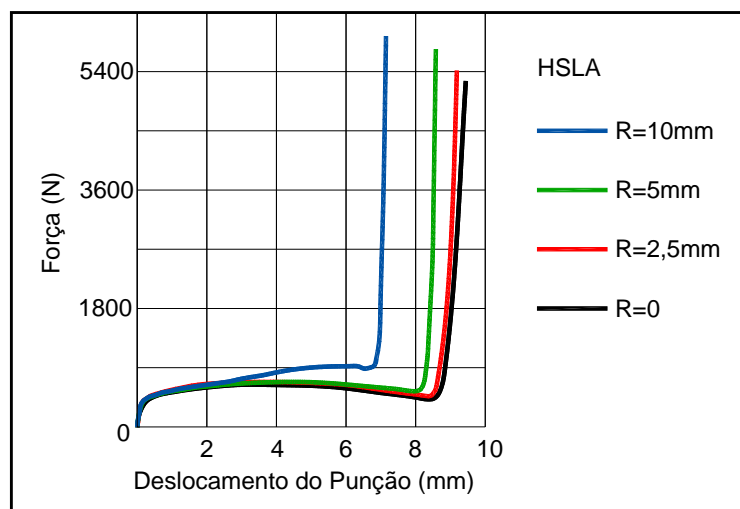


Figura 72 - Dobramento em V, Raios de 10mm; 5mm; 2,5mm e sem raio; chapa de aço HSLA450 com largura de 20mm e espessura de 1,5 mm

Pode-se notar na figura 73, menor medida do deslocamento com raios de punção maiores. Isso se deve à própria geometria do punção, nessa figura foi considerada a espessura da chapa de 1,5mm.

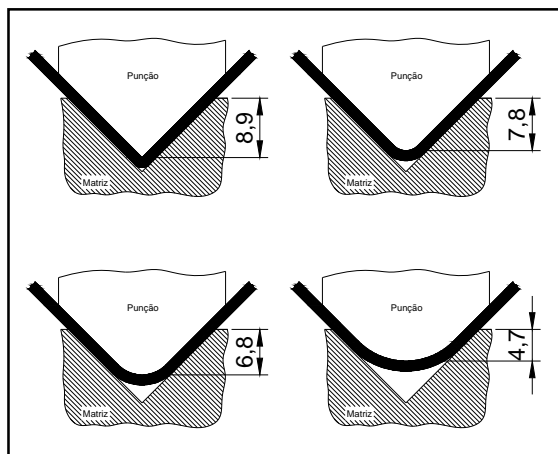


Figura 73 - Geometria do dobramento em V

As figuras 74 a 78 referem-se ao levantamento da curva de força em relação ao deslocamento do punção para o aço DP800.

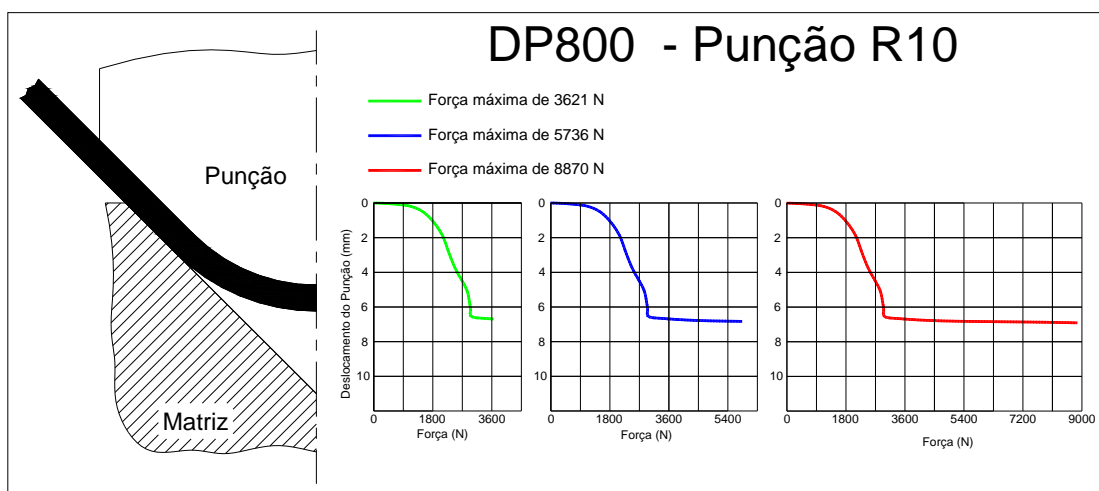


Figura 74 - Dobramento em V, Raio de 10mm, chapa de aço DP800 com largura de 20mm
T=2mm

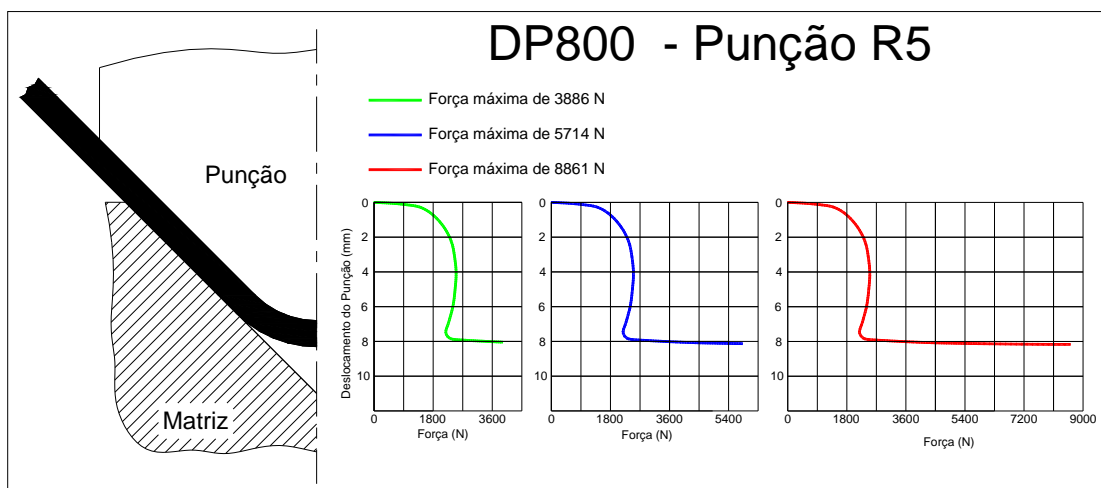


Figura 75 - Dobramento em V, Raio de 5mm, chapa de aço DP800 com largura de 20mm T=2mm

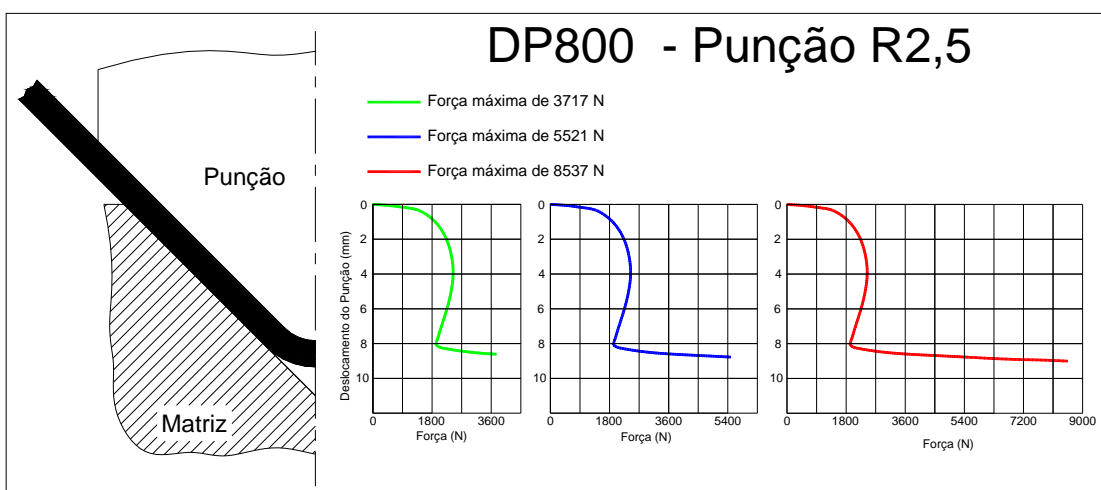


Figura 76 - Dobramento em V, Raio de 2,5mm, chapa de aço DP800 com largura de 20mm T=2mm

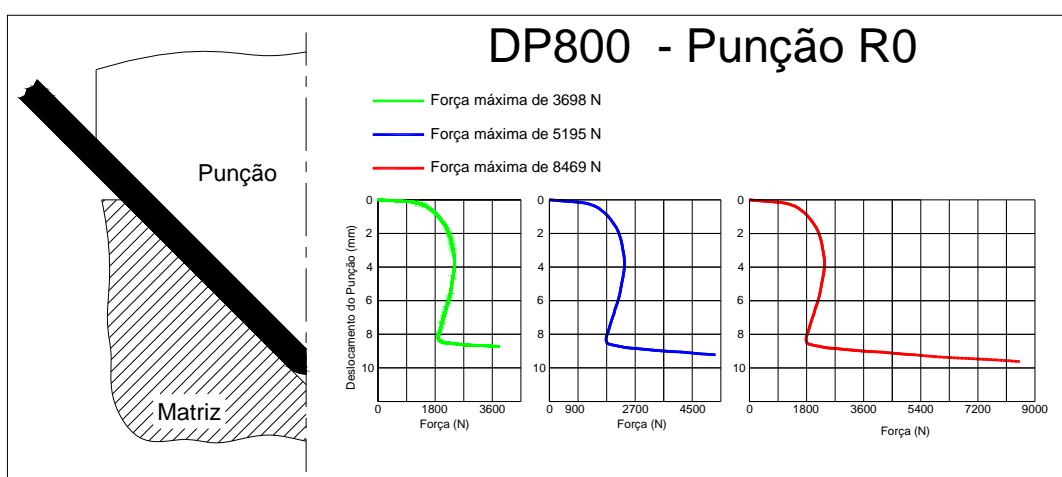


Figura 77 - Dobramento em V, Punção sem raio, chapa de aço DP800 com largura de 20mm T=2mm

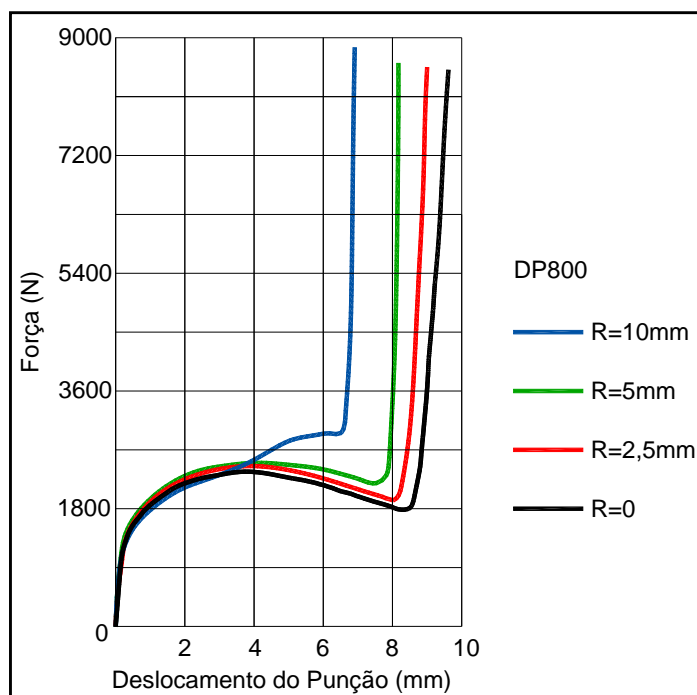


Figura 78 - Dobramento em V, Raios de 10mm; 5mm; 2,5mm e sem raio; chapa de aço DP800 com largura de 20mm e espessura de 2mm

E finalizando a apresentação dos resultados de medição da força pós dobra, nas figuras 79, 81, 82 e 83 são levantadas as curva de força em relação ao deslocamento do punção para o aço TRIP800.

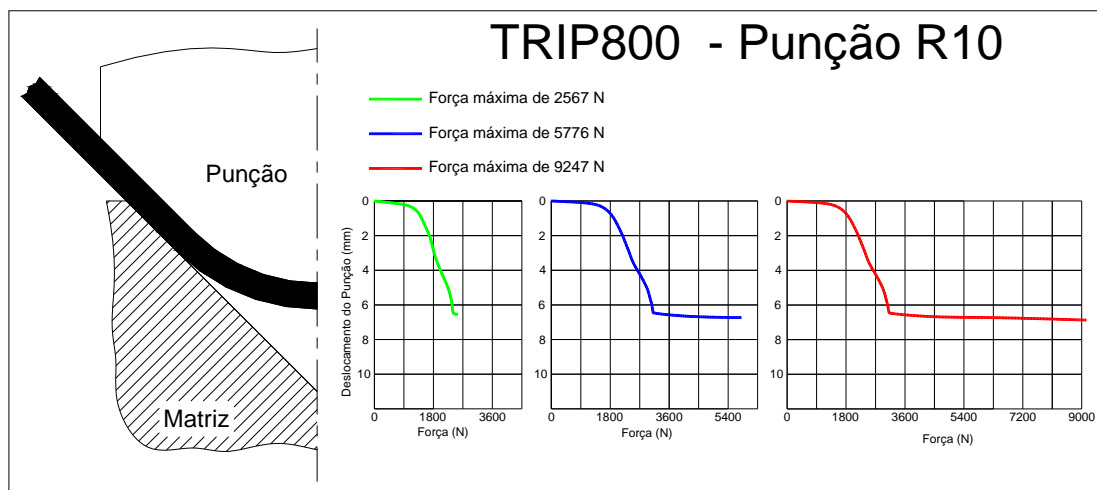
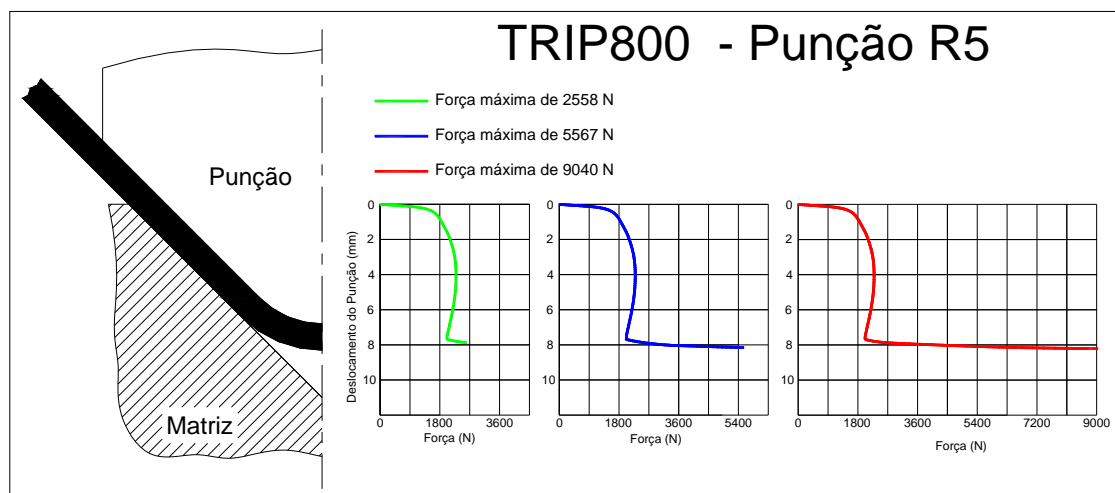
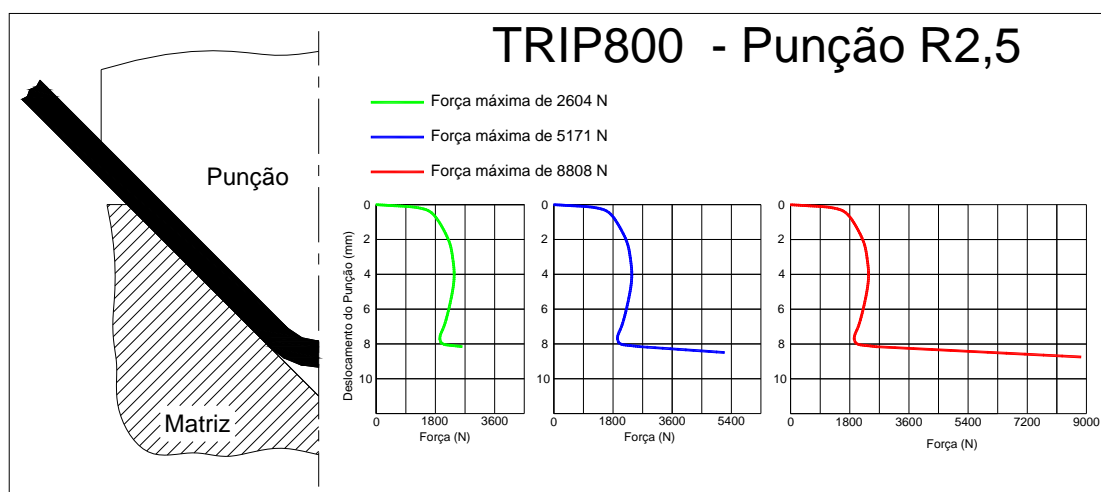


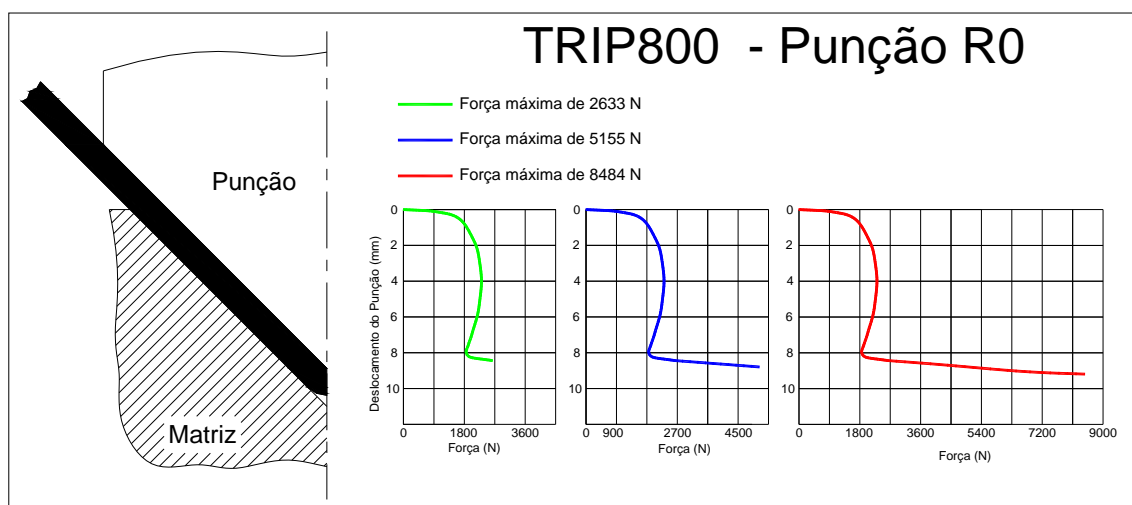
Figura 79 - Dobramento em V, Raio de 10 mm, chapa de aço TRIP800 com largura de 20mm T=2mm



**Figura 80 - Dobramento em V, Raio de 5mm, chapa de aço TRIP800 com largura de 20mm
T=2mm**



**Figura 81 - Dobramento em V, Raio de 2,5mm, chapa de aço TRIP800 com largura de 20mm
T=2mm**



**Figura 82 - Dobramento em V, Punção sem raio de 2,5mm, chapa de aço TRIP800 com largura de 20mm
de 20mm T=2mm**

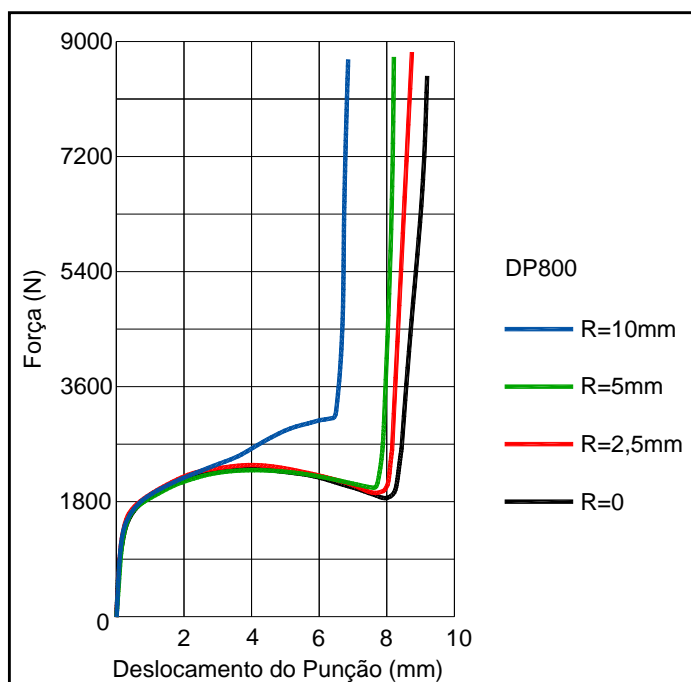


Figura 83 - Dobramento em V, Raios de 10mm; 5mm; 2,5mm e sem raio; chapa de aço TRIP800 com largura de 20mm e espessura de 2mm

4.4 METALOGRAFIA

Nas figuras 84 a 89 são apresentadas algumas macrografias mostrando a linha neutra de dobra para os aços DP800 e TRIP800, praticamente no centro da dobra, o que tornou possível sua medida. Isso foi obtido utilizando ataque químico da amostra, com nital 4% durante 5 segundos.



Figura 84 - Macrografia de aço DP800, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Raio de dobra de 10mm e força pós dobra de 8870N



Figura 85 - Macrografia de aço DP800, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Raio de dobra de 5mm e força pós dobra de 8861N



Figura 86 - Macrografia de aço DP800, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Raio de dobra de 2,5mm e força pós dobra de 8537N



Figura 87 - Macrografia de aço DP800, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Punção sem raio e força pós dobra de 8469N

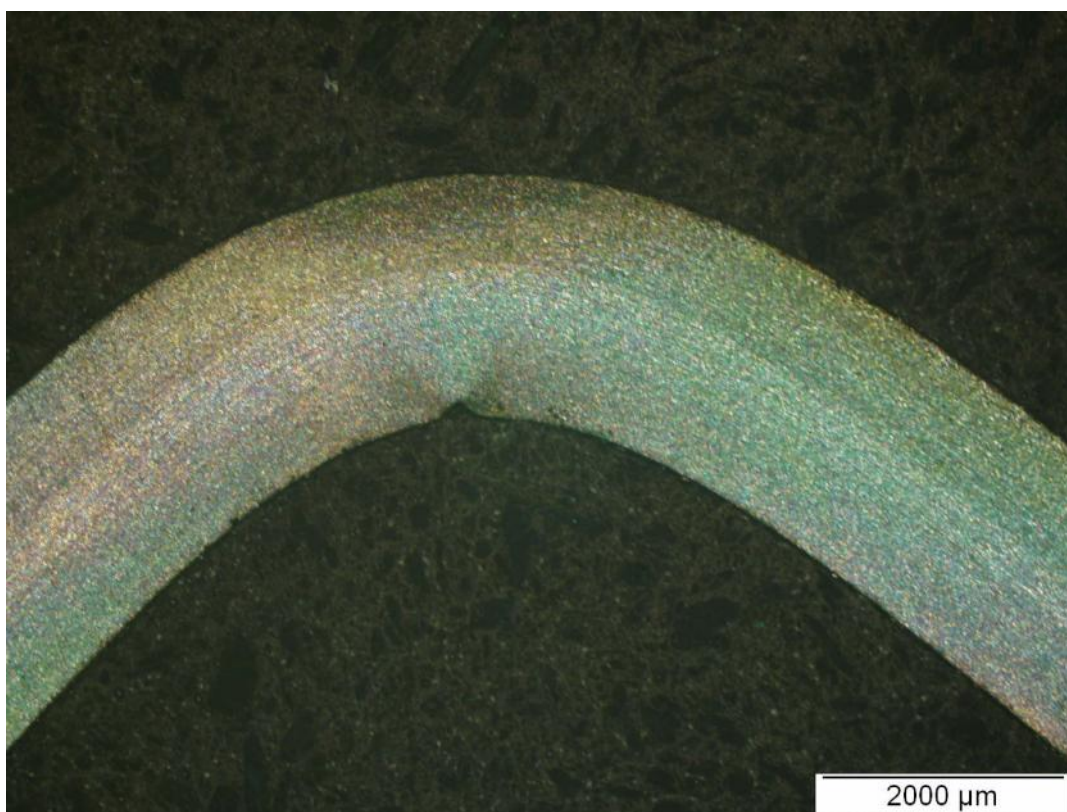


Figura 88 - Macrografia de aço TRIP800, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Punção sem raio e força pós dobra de 8484N

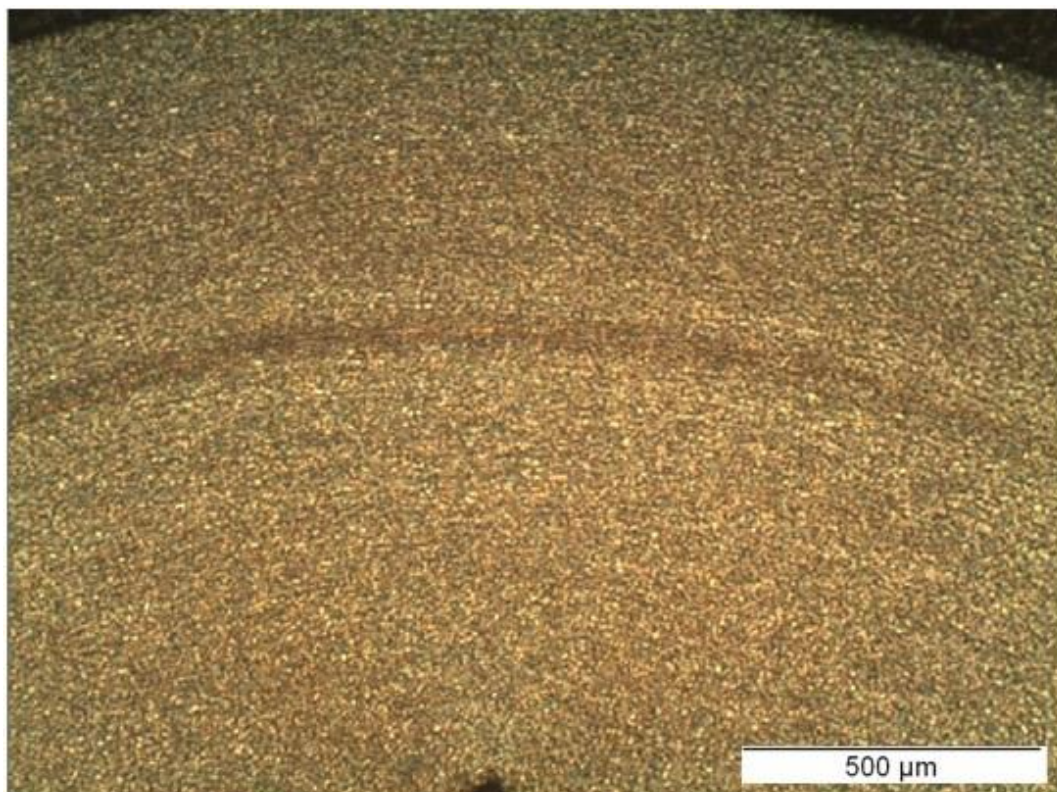


Figura 89 - Linha neutra de dobra, aço TRIP 800, punção sem raio, dobramento em V, $F=8484N$

Na figura 90 é apresentada uma macrografia do aço HSLA450, que com o ataque utilizado não foi possível revelar a sua linha neutra de dobra, impossibilitando sua medida.



Figura 90 - Macrografia de aço HSLA450, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Raio de dobra de 10mm e força pós dobra de 6108N

Nas figuras 91 a 93 são apresentadas as metalografias do aço TRIP800 das regiões tracionada, comprimida e da linha neutra. Este aço constitui-se basicamente de quatro microconstituintes: bainita, martensita e austenita retida em matriz ferrítica e a microestrutura se apresentou refinada.

Na região da linha neutra, figura 92, é possível notar que, praticamente, não houve presença de martensita (cor preta). Isso se deve pelo fato dessa região, ser uma zona de transição entre a parte tracionada e a parte comprimida, não havendo deformação durante a dobra, e sem deformação não ocorreu o fenômeno de transformação da austenita.

Na região comprimida, figuras 93, é possível notar que parte da austenita retida transformou-se em martensita (cor preta). Próximo às áreas mais claras é possível notar essa característica. Na figura 94, região tracionada durante o dobramento, notou-se uma presença maior de martensita quando comparada com a região comprimida. Praticamente toda a austenita retida transformou-se em martensita.

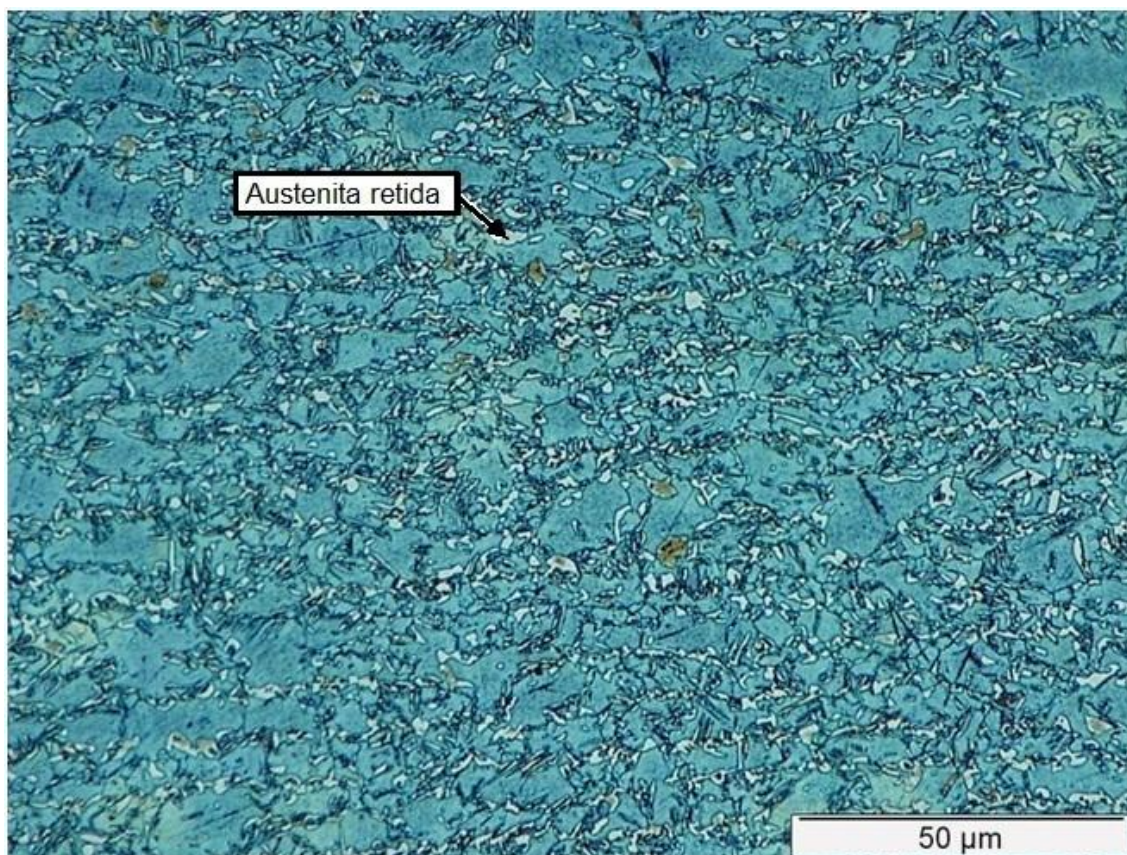


Figura 91 - Metalografia do Aço TRIP800, atacado com solução LePera(modificado) durante 50 segundos, punção sem raio, F=8484N, região da linha neutra, dobramento em V

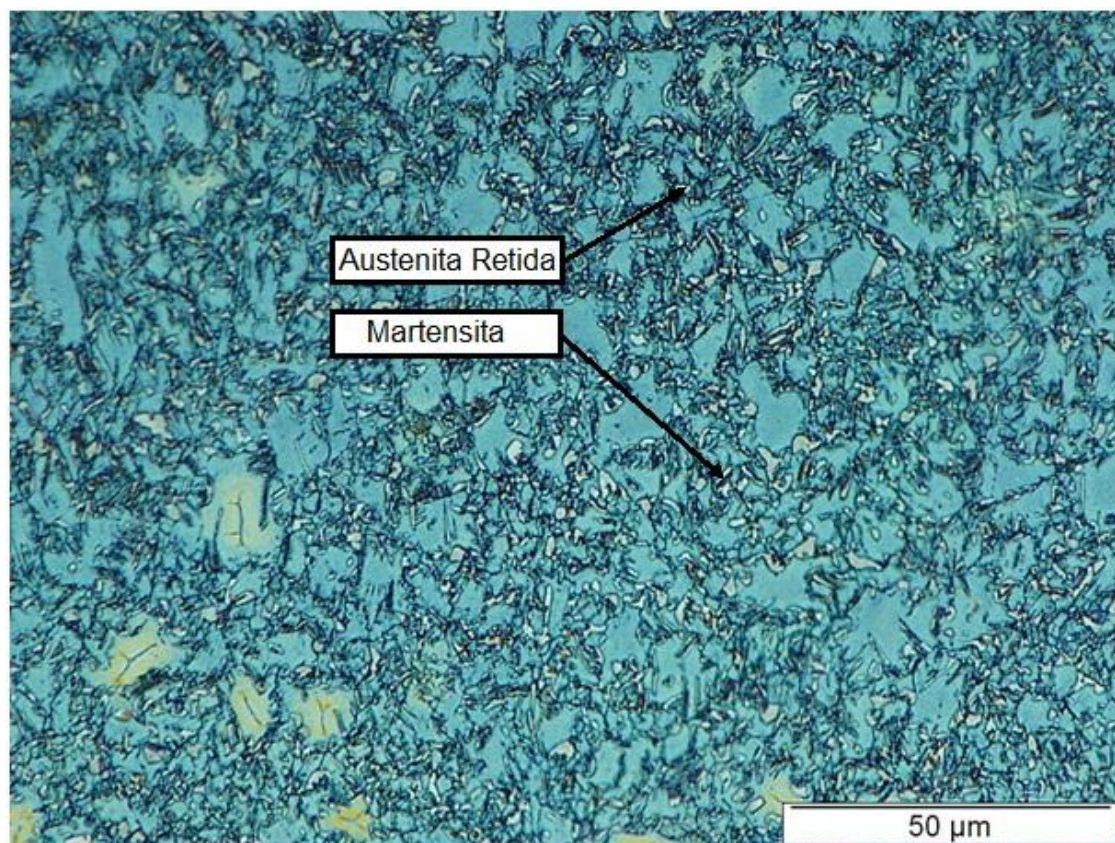


Figura 92 - Metalografia do Aço TRIP800, ataque com solução LePera(modificado) durante 50 segundos, punção sem raio, F=8484N, região comprimida, dobramento em V

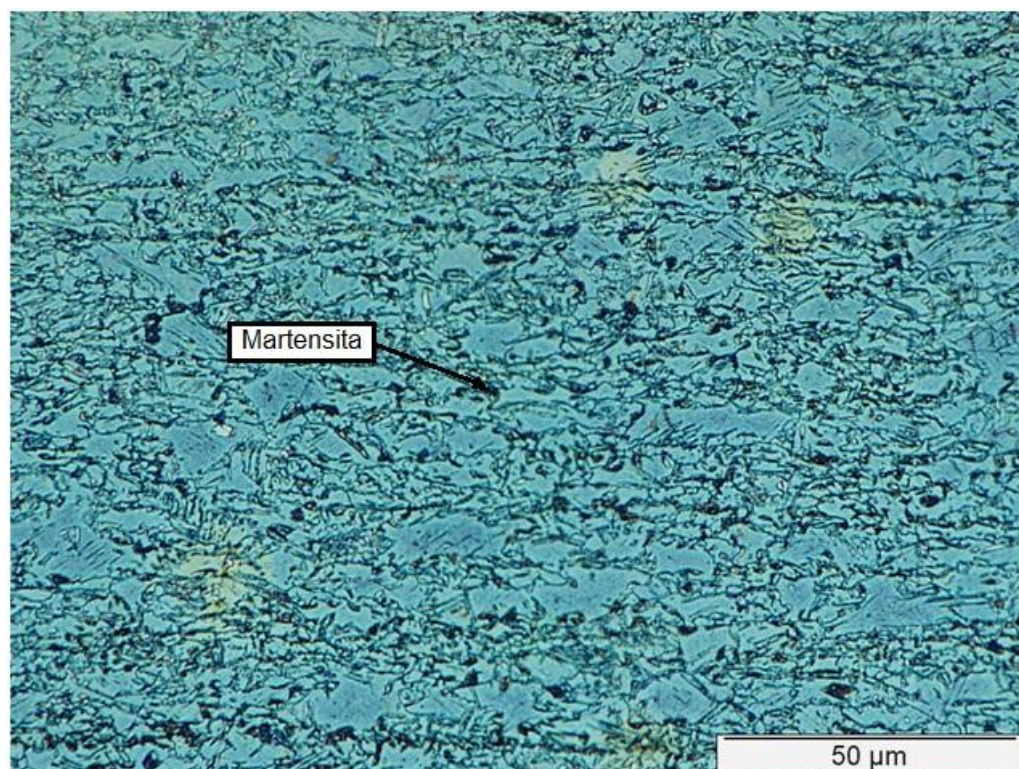


Figura 93 - Metalografia do Aço TRIP800, atacado com solução LePera(modificado) durante 50 segundos, punção sem raio, F=8484N, região tracionada, dobramento em V

Na região da linha neutra o aço HSLA450 apresentou-se com grãos de ferrita poligonais alongados bem definidos (figura 94), esse fenômeno é previsto e deve-se ao processo de laminação em que a chapa é submetida durante sua fabricação. Verificou-se também a presença da formação de estrutura de carbonetos nos contornos de grão, estas estruturas estão dispostas em diferentes posições e orientações ao longo da microestrutura e caracterizam uma microestrutura tipicamente bainítica (figuras 94 a 96).

Na região comprimida, micrografia ilustrada na figura 95, é perceptível os grãos mais uniformes. Com a compressão durante do dobramento os grãos inicialmente alongados pelo processo de laminação foram achatados, ficando com esse aspecto poligonal regular.

Na região tracionada, figura 96, os grãos apresentam-se ainda mais alongados que os grãos observados na linha neutra.

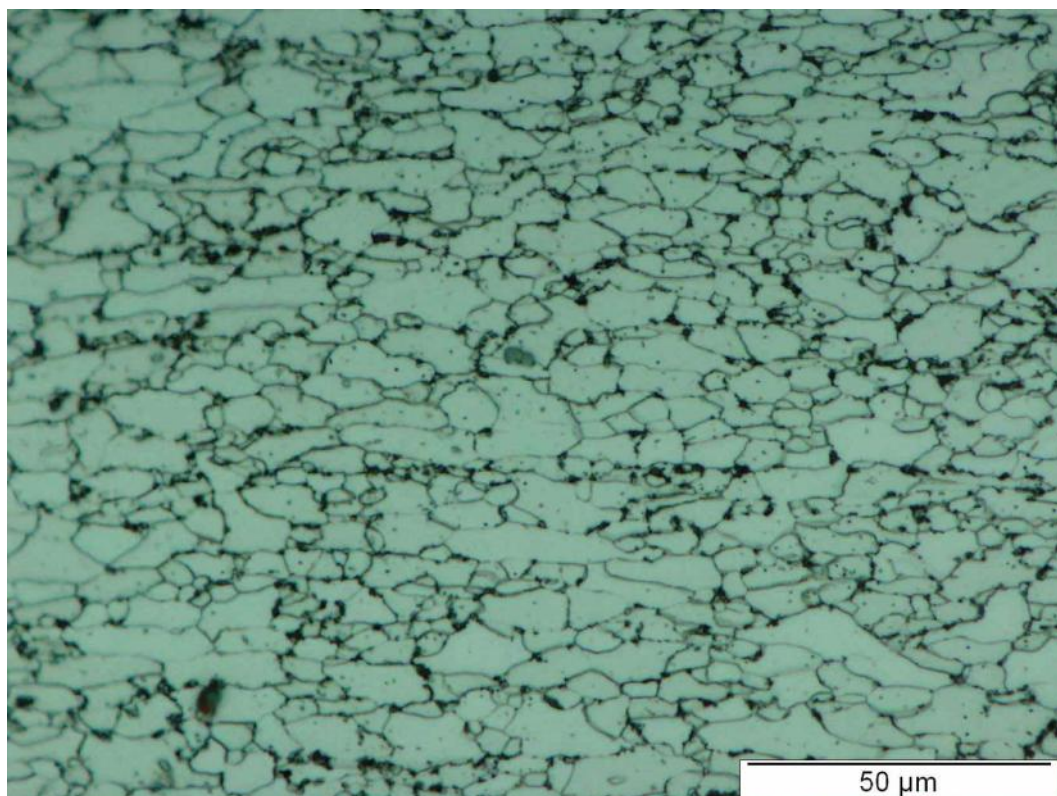


Figura 94 - Metalografia de aço HSLA450, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Punção sem raio e força pós dobra de 5255N, região da linha neutra.

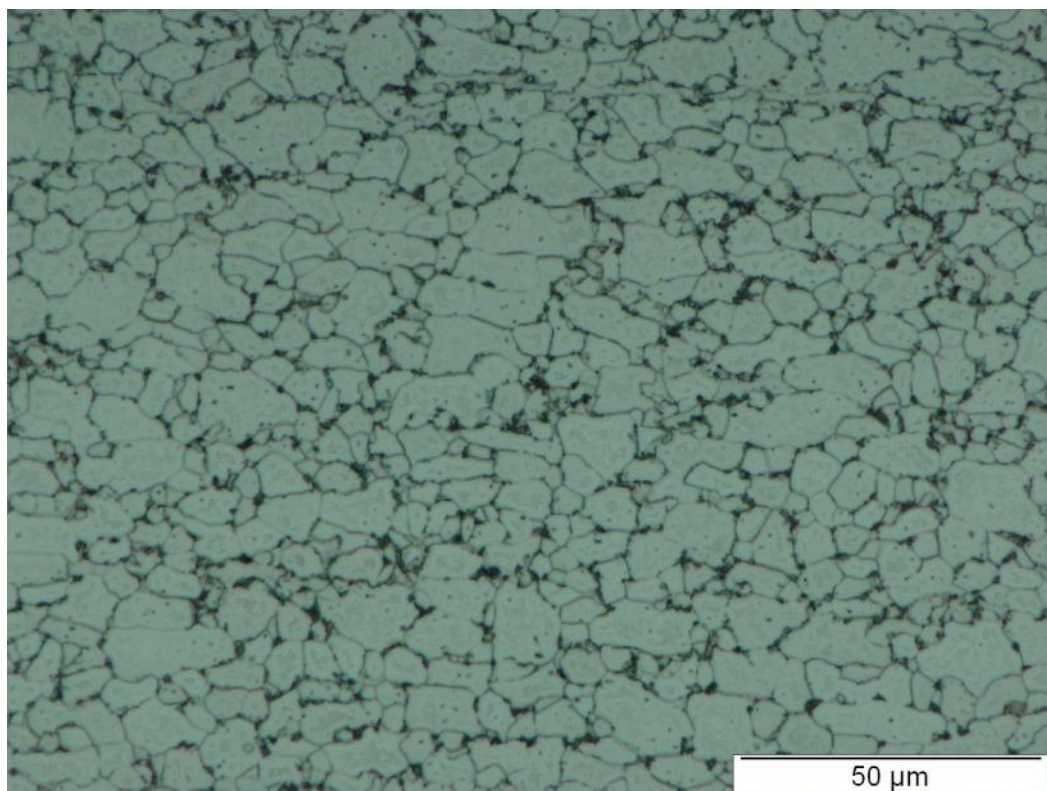


Figura 95 - Metalografia de aço HSLA450, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Punção sem raio e força pós dobra de 5255N, região comprimida.

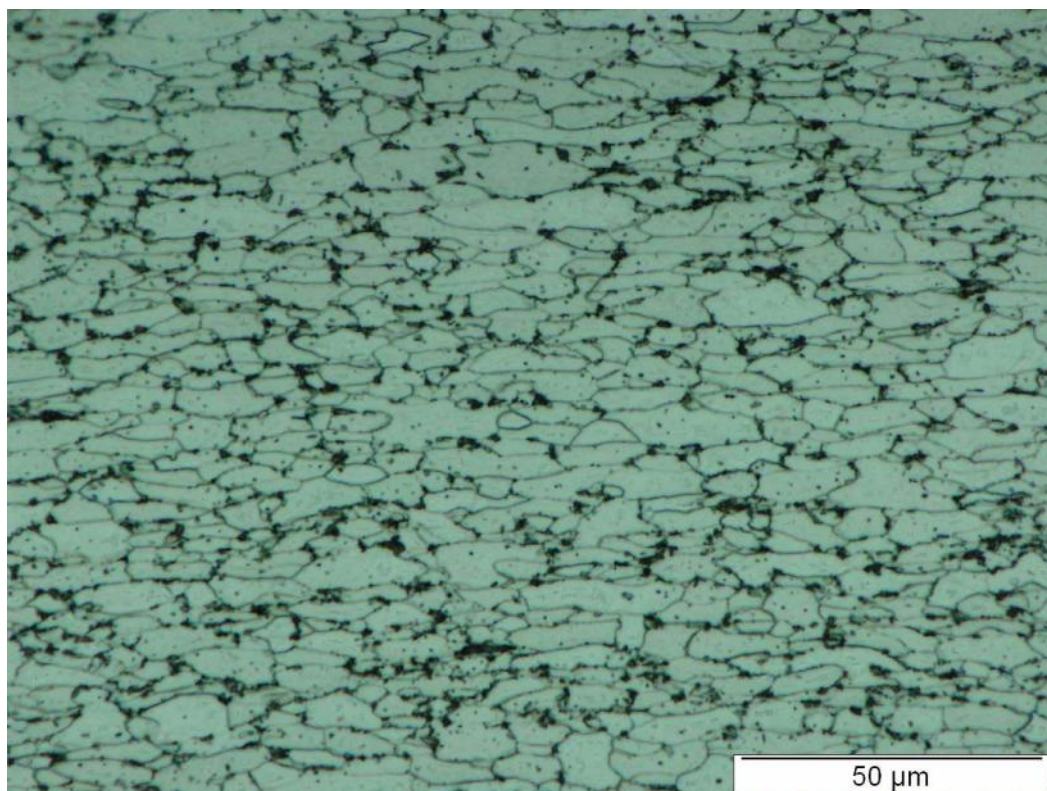


Figura 96 - Metalografia de aço HSLA450, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Punção sem raio e força pós dobra de 5255N, região tracionada.

As micrografias das figuras 97 a 99 mostram claramente as duas fases presentes no aço DP800. A porção dura do material representada pela fase martensítica na forma de ilhas (região escura), envolta pela matriz ferrítica macia (região clara). Outra característica apresentada é a fase matriz de forma contínua, com pequenas ilhas de martensita distribuídas de maneira uniforme, dando a esse material, excelente ductilidade aliado a um elevado nível de resistência.

Uthaisangsuk *et al.* (2011) afirmaram que, quanto maiores as ilhas de martensita dispersas na matriz ferrítica, menor é o alongamento do aço DP800 até a ruptura. Se a martensita estiver na forma de fibras finas ou pequenos glóbulos ao longo dos contornos da ferrita, a tendência é do material apresentar um maior alongamento até a fratura.

Assim como observado nas metalografias anteriores, para o aço DP800 foi perceptível o alongamento dos grãos na região tracionada (figura 99) e achatamento na região comprimida (figura 98).

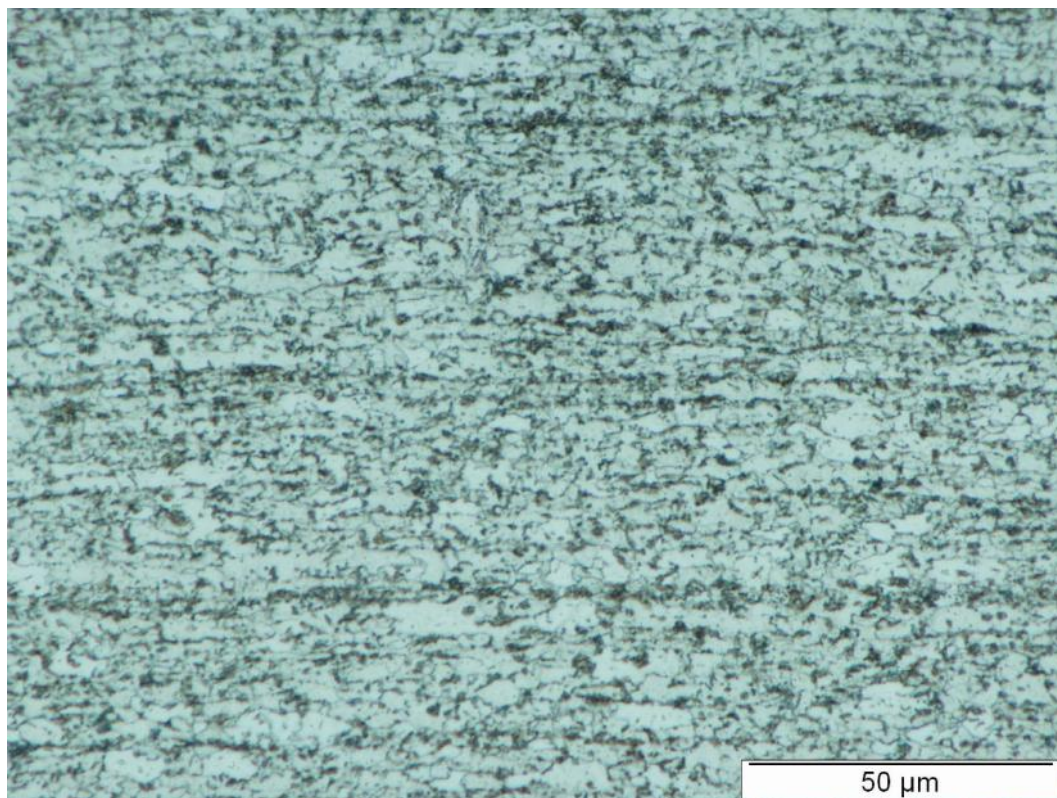


Figura 97 - Metalografia de aço DP800, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Punção sem raio e força pós dobra de 8469N, linha neutra.

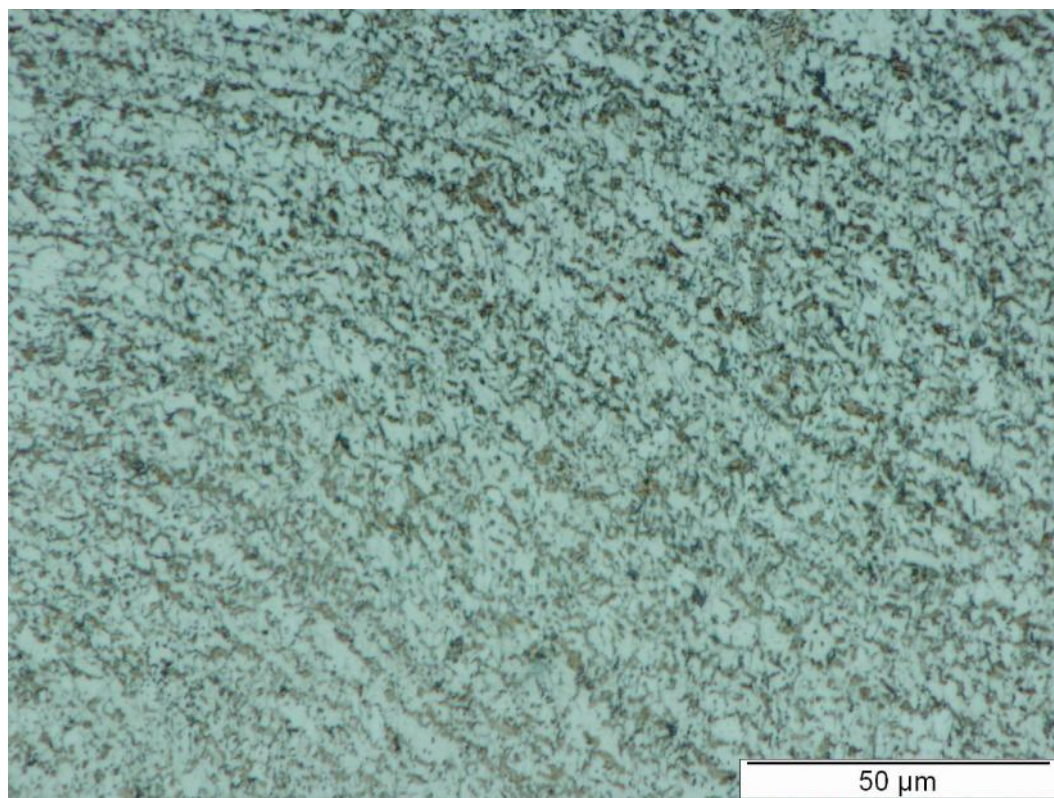


Figura 98 - Metalografia de aço DP800, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Punção sem raio e força pós dobra de 8469N, região comprimida.

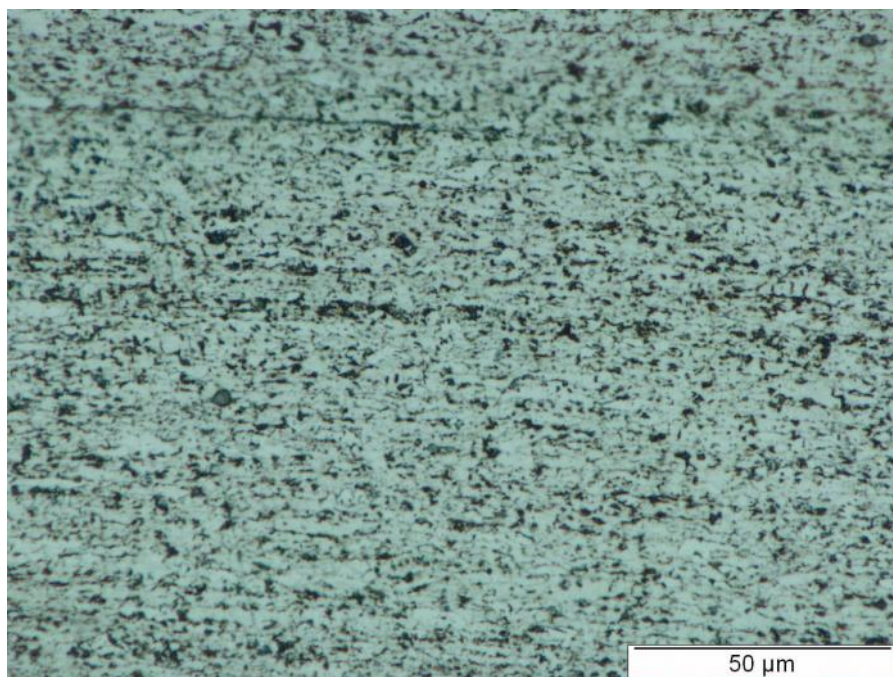


Figura 99 - Metalografia de aço DP800, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Punção sem raio e força pós dobra de 8469N, região tracionada.

As metalografias apresentadas nas figuras 100 a 102 referem-se à região comprimida do aço DP800, foram colocadas no trabalho com objetivo de mostrar a marca em V na parte inferior, deixada pelo punção sem raio. A profundidade dessas marcas foram medidas constituindo de: 0,097mm; 0,129mm e 0,153mm,

respectivamente para as forças de 3698N, 5195N e 8469N. Sendo observada maior profundidade com maior força aplicada.

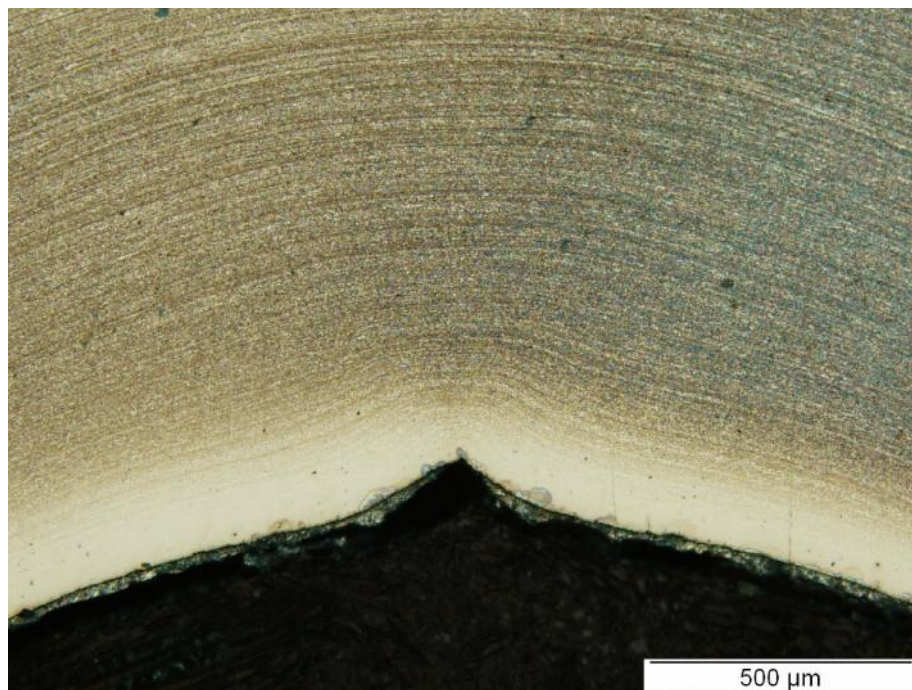


Figura 100 - Metalografia de aço DP800, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Punção sem raio e força pós dobra de 3698N, região comprimida.

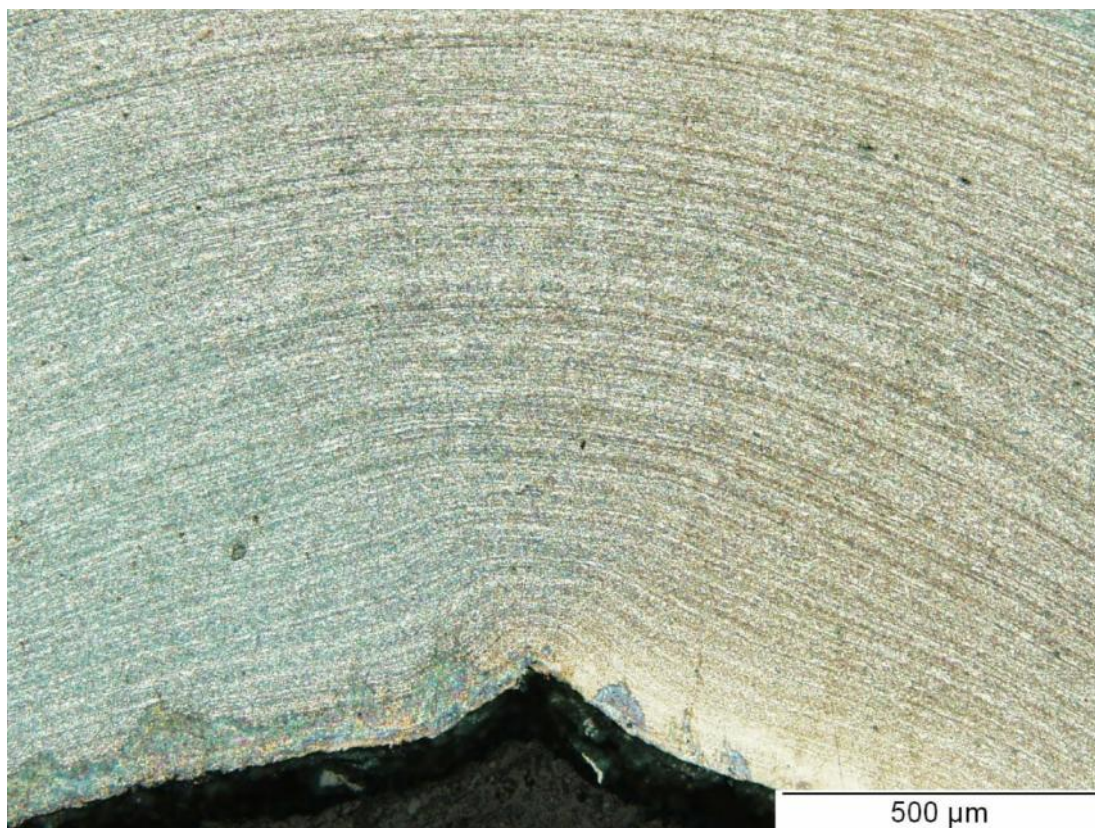


Figura 101 - Metalografia de aço DP800, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Punção sem raio e força pós dobra de 5195N, região comprimida.

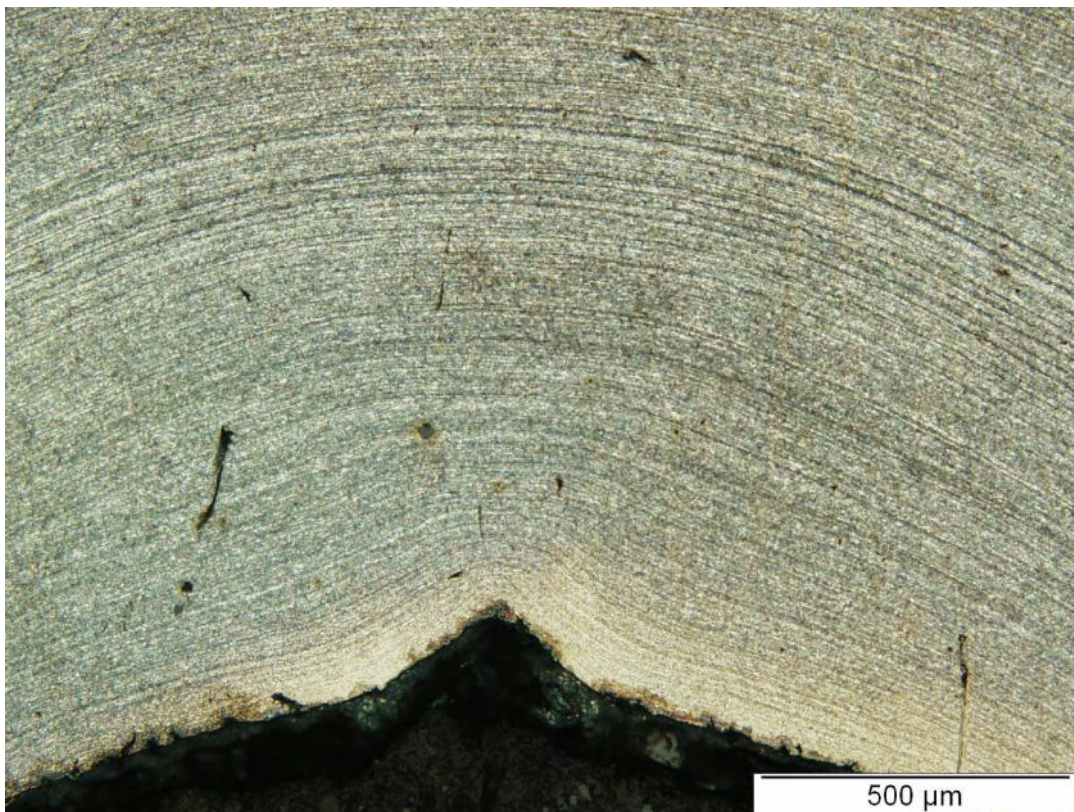


Figura 102 - Metalografia de aço DP800, ataque com nital 4% durante 5 segundos, dobramento em V, Punção sem raio e força pós dobra de 8469N, região comprimida.

4.5 MEDIÇÃO DA LINHA NEUTRA

É possível notar, entre as figuras 84 a 89, a linha neutra próxima ao centro. Na Figura 90 para o aço HSLA não foi possível visualizar a linha neutra, impossibilitando sua medida. Na tabela 22 são apresentados os resultados da medição da linha neutra.

Os valores medidos ficaram próximos dos valores calculados (equação de Leu, 1997). Em todos os casos de dobramento em V os valores medidos ficaram mais próximos da parte tracionada da chapa contrariando a teoria. Possivelmente, esse fenômeno pode ser explicado pela aplicação de força além da necessária para dobra, o que deslocou a linha neutra.

Tabela 22 - Linha neutra calculada de acordo com referências e medidas de acordo com procedimentos.

Material	Condição			Teórico	Medido
	Espessura	Raio	Dobramento	Leu (1997)	
HSLA450	1,5	5	L	0,70	-
HSLA450	1,5	10	L	0,72	-
HSLA450	1,5	15	L	0,73	-
HSLA450	1,5	20	L	0,74	-
HSLA450	1,5	0,2	V	0,38	-
HSLA450	1,5	2,5	V	0,66	-
HSLA450	1,5	5	V	0,70	-
HSLA450	1,5	10	V	0,72	-
DP800	2	5	L	0,92	0,99
DP800	2	10	L	0,95	1,00
DP800	2	15	L	0,97	1,02
DP800	2	20	L	0,98	1,02
DP800	2	0,2	V	0,46	1,08
DP800	2	2,5	V	0,85	1,02
DP800	2	5	V	0,92	1,10
DP800	2	10	V	0,95	1,15
TRIP800	2	5	L	0,92	0,98
TRIP800	2	10	L	0,95	1,02
TRIP800	2	15	L	0,97	1,04
TRIP800	2	20	L	0,98	1,04
TRIP800	2	0,2	V	0,46	1,15
TRIP800	2	2,5	V	0,85	1,17
TRIP800	2	5	V	0,92	1,26
TRIP800	2	10	V	0,95	1,31

5 CONCLUSÃO

Neste trabalho foram alcançados os objetivos inicialmente previstos, para os casos estudados. Foram efetuados os ensaios de caracterização do material, assim como os ensaios de dobramento e metalografia.

O aumento da força durante o processo de dobramento em L foi mediante a diminuição do raio da matriz. No dobramento em V, foram aplicadas forças pós dobra na região do raio da punção. Isso causou deformação na região do raio de dobra, o que para os aços testados foi possível controlar o retorno elástico, sem a necessidade de troca ou ajustes no ferramental, apenas variando a força pós dobra.

A principal contribuição desse trabalho foi mostrar que é possível conter o retorno elástico em chapas de aço, em processos de dobramento em V, aplicando força pós dobra na região do raio de curvatura. Em alguns casos o retorno foi reduzido até apresentar valor negativo, ou seja, houve avanço elástico.

Após análises metalográficas verificou-se que na região da tração da dobra, no aço TRIP800, ocorreu maior transformação de martensita em relação às regiões da linha neutra e da compressão, percebido apenas visualmente. Devido à microestrutura refinada, a quantificação das fases via microscópio óptico não foi realizada detalhadamente.

Para os aços TRIP800 e DP800 foi possível a medição da linha neutra e comparada com valores calculados. Verificou-se que com raios de curvatura maiores a linha neutra ficou mais próxima ao centro da espessura da chapa. Com aplicação da força pós-dobra ocorreu um deslocamento da linha neutra para região externa, onde ocorre tração no processo.

5.1 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Aplicação de força pós dobra no processo de dobramento em L. Isso possibilitaria uma comparação entre forças pós dobra nas regiões tracionada (dobramento em L) e comprimida (dobramento em V);

Aplicar força além da necessária no dobramento em V em outros materiais, criando assim um banco de dados. Com objetivo de verificar qual força pós dobra necessária para obter retorno elástico nulo, em dobramento de um dado material;

Quantificar a fração de martensita transformada pela compressão e tração, objetivando a comprovação do que foi observado nessa tese, em que se verificou maior presença de martensita na região tracionada da dobra;

Criar projeto para instrumentação de prensas de dobramento, objetivando possibilidade de ajuste da força para interrupção do processo;

Testar diferentes ataques químicos para revelação da linha neutra para aço HSLA e outros materiais.

REFERÊNCIAS

- AL-QURESHI, H. A. **On the mechanics of sheet metal bending with confined compressible dies**, Journal of Mechanical Technology vol.1, nº 1, , pp. 261-275, 1977.
- AL-QURESHI, H. A., **Elastic Plastic Analysis of Tube Bending**, International Journal Machine Tools e Manufacture, vol. 39, , pp. 87-104, 1999.
- ALTAN, T.; OH, S.; GEGEL, H. L. **Conformação de Metais: Fundamentos e Aplicações**. Publicação EESC-USP, São Carlos, 1999.
- ANDRADE, S. L., TAISS, J. M., ROSA, L. K. **O aço no automóvel do futuro**. In: 57º Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2002, São Paulo, Anais. São Paulo, Julho 2002.
- ARCELORMITTAL. **Dual Phase and Complex Phase steels**. Automotive Worldwide. Disponível em www.arcelormittal.com/automotive/sheets, acessado em 13/05/2012.
- ARCELORMITTAL. **TRIP (TRAnsformation Induced Plasticity) steels**. Catálogo técnico, extraído da edição europeia, 2012.
- ARCELORMITTAL. **HSLA (High Strength Low Alloy) steels**. Catálogo técnico, extraído da edição europeia, 2012.
- ASM INTERNATIONAL, **HSLA (High Strength Low Alloy)**, Alloying: Understanding the Basics, pp. 193-200, EUA, 2001
- BEER, F.P.; JOHNSTON, JR., E.R. **Resistência dos Materiais**, 3.º Ed., Makron Books, 1995.
- BENSON, Steve D. **Reviewing bottom bending and nested parts**, April 2002, thefabricator.com, 2002. Acessado em 25/11/2011.
- BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in Steels**. London, The Institute of Materials, 2001.
- BHADESHIA, H. K. D. H. **TRIP-assisted Steels**. ISIJ International, 42:9, p. 1059-1060, September 2002.
- BLECK, W.; FREHN, A.; OHLERT, J. **Niobium in Dual Phase and TRIP Steels**. In: **Niobium**. Science & Technology. Proceedings. Niobium 2001 Limited/The Minerals, Metals & Materials Society, Orlando, p. 727-752, December 2001.
- BLECK, W.; KRIANGYUT, P. O., **Microalloying of Cold-Formable Multiphase Steel Grades**. Materials Science Forum, p. 7-113, 2005.
- BRAGA, M. **“Análise Comparativa da Recuperação Elástica de Chapas Dobradas pelos Processos Convencional e Não Convencional Utilizando Elastômero”**, dissertação de mestrado Mecânica dos Sólidos e Estruturas – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos – SP, 2009,

BURCHITZ, I.A.; MEINDERS, T. **Adaptive through-thickness integration for accurate springback prediction**. Int. J. for Num. Meth. in Eng., 2007.

CADDELL, R. M.; HOSFORD, W. F., **Metal Forming - Mechanics and Metallurgy**. 2nd. Ed. N. J., Prentice Hall, 1993.

CARDEN W.D.; GENG L. M.; MATLOCK D. K.; WAGONER R. H., **Measurement of springback**, Int. J. Mech. Sci., v. 44, pp. 79–101, 2002.

CHATTERJEE, S.; BHADESHIA, H. K. D. H. **TRIP-assisted Steels: Cracking of High-Carbon Martensite**. *Materials Science and Technology*, 22:6, pp. 645-649, 2006.

Cohen, M.; Hansen, S. S. **“On The Fundamentals of HSLA Steels, HSLA Steels: Metallurgy and Applications, Proceedings of an International Conference on HSLA Steels”**. ASM International, 1985.

COLPAERT, H. **“Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns”**. 4. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2008.

CORNETTE, D.; HOURMAN, T.; HUDIN, O.; LAURENT, J. P.; REYNAERT, A.; **“High Strength Steels for Automotive Safety Parts”**. Society of Automotive Engineers Annual Congress, 2001.

DE COOMAN, B. C. **Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite**. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 8., p. 285-303, 2004.

DIETER, G. E. **Metalurgia Mecânica**. 2^a Edição, Ed. Guanabara, Rio de Janeiro, 1981.

FEI, D.; HODGSON, P. **“Experimental and numerical studies of springback in air v-bending process for cold rolled TRIP steels”**. *Nucl. Eng. and Des.*, v. 236, p. 1847–1851, 2006.

FERRER, M. H. **Estudo das transformações de fase de aços TRIP ao Si-Mn microligados com Nb**. 238f. Tese de doutorado - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2003.

FORCELESE, A., FRATINI, L., GABRIELLI, F., MICARI, F. **The evaluation of spring back in 3D stamping and coining processes**, *Journal of Materials Processing Technology* 80–81, pp.108–112, 1998.

FRANZ, G., ABED-MERAIM, F., LORRAIN, J. P., BEN ZINEB, T., LEMOINE, X., BERVEILLER, M. **Ellipticity loss analysis for tangent moduli deduced from a large strain elastic-plastic self-consistent model**, *International Journal of Plasticity* 25, pp. 205–238, 2009.

GAU JT, KINZEL GL. **A new model for springback prediction for aluminum sheet forming**. *J Eng Mater Technol*, pp. 127:279–88, 2005.

GORNI, A. A. **Caracterização Topológica da Microestrutura Bifásica**, Revista Escola de Minas, 49:1, pp. 40-44, Janeiro-Março 1995.

GORNI, A. A.; SILVEIRA, J. H. D.; REIS, J. S. S. **Um Panorama do Desenvolvimento Recente de Chapas Grossas e suas Aplicações**. Corte e Conformação de Metais, 2:19, pp.78-93, Novembro 2006.

GORNI, A. A.; XAVIER, M. D.; CHIVITES, B. D.; CAMPOS JR., M. D. **Desenvolvimento de Aços Microligados com Alta Resistência e Boa Ductilidade**. In: Congresso Anual da ABM. Anais... Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Vitória, p. 3269-3272, Julho 2007.

GRAJCAR, A.; ADAMCZYK, J. **“Structure and mechanical properties of DP-type and TRIP-type sheets obtained after the thermomechanical processing”**. Journal of Materials Processing Technology, pp. 162-163, 267-274, 2005.

HAIDEMENOPOULOS, G.N. **Dispersed-phase transformation toughening in ultra high-strength steels**, Tese, Massachusetts Institute of Technology, Boston, Massachusetts, 1998.

HORNBOGEN, E.; BECKER, J.; STRATMANN, P. **Dual-Phase Gefüge**. Zeitschrift für Metallkunde. 71(1), p. 27-31, January 1980.

HUANG, Y. M.; LEU, D. K. **Effects of Process Variables on V-Die Bending Process of Steel Sheet**. Int. J. Mech. Sci. Vol. 40, Nº 7, pp. 631-650, 1998

HULKA, K. **Modern Multi-Phase Steels for the Automotive Industry**. Materials Science Forum, 414-415, pp. 101-110, 2003.

IYENGAR R. M. *et al.*, **Implications of Hot-Stamped Boron Steel Components in Automotive Structures**, SAE Paper 2008-01-0857, 2008.

MISHRA, I. S.; NAG, S. **The Future Shape of the Iron and Steel Industry Beyond 2000**, HM Metal News, vol. 4, pp. 1-8, 2001.

KADKHODAPOUR, J., BUTZ, A., ZIAEI-RAD, S., SCHMAUDER, S. **A micro mechanical study on failure initiation of dual phase steels under tension using single crystal plasticity model**, International Journal of Plasticity, 27, pp. 1103-1125, 2011.

KALPAKJIAN, S. **Manufacturing Processes for Engineering Material**, Addison-Wesley, 1997

KANTOVISCKI, A. R. **Caracterização mecânica e microestrutural de aços de alta resistência e baixa liga TRIP 800**. Dissertação de mestrado, UTFPR, Curitiba, 2005.

KATAYAMA, T., YOSHIDA, T., SATO, A. **Effects of Material Properties on Shape-Fixability and Shape Control Techniques in Hat-shaped Forming** Proceedings of the 22nd IDDRG Congress, p.97 (2002).

KONIECZNY A. **Advanced High Strength Steels – Formability, 2003 Great Designs in Steel**, American Iron and Steel Institute (February 19, 2003), www.autosteel.org. Krieg, R.D. A practical two surface plasticity theory. **J. of App. Mech.**, p. 641– 646, 1975.

LE PERA, F. S. **Improved etching technique to emphasize mertensite and bainite in high-strength dual-phase steel**. **Journal of Metals**, v. 32, p. 38-39, 1980.

LIM, H., LEE, M.G., SUNG, J.H., KIM, J.H., WAGONER, R.H. **Time-dependent springback of advanced high strength steels**, **International Journal of Plasticity**, 29, pp. 42–59, 2012.

MAGNABOSCO, R. **Aço ARBL para fabricação de rodas automotivas - microestruturas, comportamento mecânico e vida em fadiga**. XVI COBEM (Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica), 2001.

MAGNUSSON, C., TAN, Z. **Mathematical modeling of V-die bending process**. **IDDRG**, 1990.

MARCINIAK, Z.; DUNCAN, J.L. **The Mechanics of Sheet Metal Forming**, Ed. Edward Arnold, Inglaterra, 2002

MARRA, K. M. **Aços dual phase da Usiminas: características e potencial de aplicação em veículos automotores**. 2º Workshop sobre inovações para o desenvolvimento de aços de elevado valor agregado - Foco indústria automotiva, 2008.

Matlock, D.; Krauss, G.; Speer, J. G., **Microstructure and properties of direct-cooled microalloy forging steels**. **Journal of Materials Processing Technology**, 117, p. 324–328, 2001.

MATSUMURA, O. ; SAKUMA, S.; TAKECHI, H. **Enhancement of Elongation by Retained Austenite in Intercritical Annealed 0.4C-1.5Si-0.8Mn Steel**. **Trans ISIJ**, V27, pp. 570-579, 1987.

METALS HANDBOOK. **Properties and Selection: Iron, Steels and High-Performance Alloys**. ASM International, Vol. 1, 10º edition, 1990.

MEYER, M. D., VANDERSCHUEREN, D. & COOMAN, B. C. D. **The Influence of the Substitution of Si by Al on the Properties of Cold Rolled C-Mn-Si TRIP Steels**. **ISIJ International**, 39, pp. 813-822, 1999.

MKADDEM, A., SAIDANE, D.; **Experimental approach and RSM procedure on the examination of springback in wiping-die bending processes**. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 189, PP. 325–333, 2007.

ORDÓÑEZ, R. E. C. **Soldagem e caracterização das propriedades mecânicas de dutos de aço API 5L-X80 com diferentes arames tubulares**. Campinas, (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2004.

PALMIERE, E. J., GARCIA, C. I. D., DEARDO, A. J. **The Influence of Niobium Supersaturation in Austenite on the Static Recrystallization Behavior of Low Carbon Microalloyed Steels**. Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 27A, pp. 951-960, 1996.

PICKERING, F. B. **Physical Metallurgy and Design of Steels**. Applied Science Publishers, Londres, pp.10-35, pp. 60-125, 1984.

Queener C.A., De Angelis R.J., **Elastic Springback and Residual Stresses in Sheet Metal Formed by Bending** Trans. ASM vol. 61, pp. 757-768, 1968.

RASHID, M. S., **Potential Applications and Review. International Automotive Engineering Congress and Exposition**. S.A.E. Technical Publication n° 770211. Detroit, 12 p., February-March 1977.

SALEMIA, A., ABDOLLAH-ZADEHB, A., **Metallographic Technique for Revealing Prior Austenite and Multiphase Microstructure in Steel**, Journal of Materials Processing Technology, v. 195, 2009.

Shaffer B. W., Ungar E. E., **Mechanics of the Sheet Bending Process**. Trans. ASME Journal of Applied Mechanics vol. 27, 1960, pp. 34-40.

SCHAEFFER, L. **Conformação Mecânica**. Porto Alegre: Editora da UFRS, 1999.

SCHRÖDER, T. **Ausgekoelter Stahl für das Auto von morgen**. Max Planck Forschung, 3 ed., pp. 36-41, 2004.

Shaffer B.W., Ungar E.E., **Mechanics of the Sheet Bending Process** Trans. ASME Journal of Applied Mechanics vol. 27, pp. 34-40, 1960.

SHAN, T. K.; LI, S. H.; ZHANG, W. G.; XU, Z. G. **Prediction of martensitic and deformation behavior in the TRIP steel sheet forming**. Materials and Design, 29., pp. 1810-1816, 2008.

SHI, M. **Springback and Springback Variation Design Guidelines and Literature Review**. National Steel Corporation Internal Report, 2005.

SUDO, M., HASHIMOTO, S., KAMBE, S. **Niobium Bearing Ferrite-Bainite High Strength Hot-Rolled Sheet Steel with Improved Formability**. Transactions of the ISIJ, 23:4, p. 303-311, April 1983.

TIMOKHINA, I. B.; HODGSON, P.; PERELOMA, E. **Effect of microstructure on the stability of retained austenite in transformation-induced-plasticity steels**. Metallurgical and Materials Transactions A, v.35A, pp. 2331-2341, 2004.

ULSAB-AVC - **Ultra Light Steel Auto Body – Advanced Vehicle Concepts**. Porsche, Engineering Report, October 2001.

UTHAISANGSUK, V. B.; VAJRAGUPTA, N.; SCHMALING, B.; MÜNSTERMANN, S. **“A micromechanical damage simulation of dual phase steels using XFEM”**, Computational Materials Science v. 54, pp. 271-279, 2011.

WANG, C.; KINZEL, G; ALTAN, T. **Mathematical modeling of plane-strain bending of sheet and plate.** Journal of Materials Processing Technology, Ed. 39, pp. 279-304, 1993.

WORLDAUTOSTEEL, **Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines**, Versão 4.1, 2009. Disponível em: www.worldautosteel.org, acessado em 23/08/2010.

YOSHIDA. **Handbook of Ease or Difficulty in Press Forming**, Translated by J. Bukacek and edited by S-D Liu; 1987.

ZACKAY, F.; PARKER, E. R.; FAHR, D.; BUSCH, R. **The Enhancement of Ductility in High-Strength Steels.** Transactions of the ASM, 60., p. 252-259, 1967.